

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

На правах рукописи



Фастов Сергей Анатольевич

**ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ  
НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ПОДСЛОЯ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ  
НАПЛАВКЕ ОПРАВОК ТРУБОПРОШИВНОГО СТАНА**

2.5.8 Сварка, родственные процессы и технологии  
(технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

*Научный руководитель*  
*доктор технических наук, доцент*  
*Зорин Илья Васильевич*

Волгоград – 2025

**ОГЛАВЛЕНИЕ**

<b>ВВЕДЕНИЕ</b> .....	5
<b>Глава I. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ПОДСЛОЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ</b> .....	15
1.1 Анализ процессов, протекающих в системе "изделие - наплавленный сплав" в условиях наплавки и циклического температурно-силового воздействия .....	15
1.2 Технологические предпосылки и условия применения подслоя при наплавке .....	18
1.3 Опыт формирования промежуточных (переходных) слоев методами наплавки .....	20
1.3.1 Применение материалов аустенитного класса .....	20
1.3.2 Применение низкоуглеродистых и легированных сталей для наплавки подслоя.....	32
1.4 Особенности легирования и перспективы применения сталей со структурой бейнита в качестве металла подслоя.....	42
1.4.1 Современные представления об образовании бейнитной структуры .....	42
1.4.2 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства бейнитных сталей.....	50
1.5 Технологические аспекты способов формирования подслоя при сварке и наплавке .....	57
Выводы к главе I .....	61
Цели и задачи исследований.....	62
<b>Глава II. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ</b> .....	63
2.1 Применяемые материалы .....	63
2.2 Оборудование для изготовления порошковой проволоки и дуговой наплавки. ....	65
2.3 Методики экспериментальных исследований .....	70
2.3.1 Методики получения термических циклов и контроля параметров режима наплавки.....	70
2.3.2 Методика исследования влияния подслоя на термическую стойкость износостойкого металла. ....	72

2.4. Методики исследования структуры, фазового состава и свойств наплавленного металла.....	75
Выводы к главе II.....	83
<b>Глава III. РАЗРАБОТКА СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОДСЛОЯ В УСЛОВИЯХ МНОГОСЛОЙНОГО НАПЛАВКИ КОЛЕБЛЮЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ.....</b>	<b>84</b>
3.1 Оценка эффективности применения предварительного подогрева при наплавке износостойких сплавов на инструментальную сталь .....	84
3.2 Разработка состава порошковой проволоки для наплавки подслоя.....	91
3.3 Исследование влияния параметров режима наплавки колеблющимся электродом на условия формирования бездефектного наплавленного металла. 97	
3.3.1 Влияния основных параметров режима наплавки на условия получения бездефектного наплавленного металла .....	97
3.3.2. Изучения влияния режима наплавки колеблющимся электродом на параметры термических циклов с использованием математического моделирования .....	102
3.3.3. Исследование влияния повторного термического воздействия на формирование многослойного металла, наплавленного колеблющимся электродом.....	114
Выводы к главе III.....	127
<b>Глава IV. ИЗУЧЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ОПРАВКИ ТРУБОПРОШИВНОГО СТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТОЛЩИНЫ ПОДСЛОЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ЕЕ НАПЛАВКЕ .....</b>	<b>129</b>
4.1 Исследование влияния толщины подслоя на свойства наплавленной композиции .....	129
4.1.1 Оценка влияния термического циклирования на изменение внутренних напряжений.....	129
4.1.2 Определение зависимости остаточных напряжений от количества циклов «нагрев-охлаждения» и механических свойств многослойной композиции .	142
4.1.3 Моделирование напряженно-деформированного состояния сегмента раскатной поверхности наплавленной оправки в условиях нагружения, приближенным к эксплуатационным .....	154

4.2 Технологические рекомендации по наплавке раскатной поверхности оправок трубопрошивного стана.....	170
4.3 Перспективы применения разработанной порошковой проволоки для наплавки под флюсом.....	178
Выводы к главе IV.....	180
<b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ</b> .....	182
<b>Список использованных источников</b> .....	184
<b>Приложения</b> .....	198

## ВВЕДЕНИЕ

Одним из эффективных методов повышения эксплуатационных свойств трубопрокатного и трубопрошивного инструмента является электродуговая наплавка износостойких сплавов, большой вклад в развитие материалов и технологий для которой внесли *Быстров В.А., Рябцев И.А., Соколов Г.Н., Чигарев В.В., Якушин Б.Ф., Лещинский Л.К., Щетинин С.В., Степнов К.К.* и многие другие исследователи. Ими показано, что с целью предотвращения образования трещин в зоне термического влияния (ЗТВ), повышенных остаточных напряжений разных знаков, а также возникновения хрупких закалочных структур и нежелательных прослоек вследствие диффузии легирующих элементов, наплавку необходимо осуществлять с организацией предварительного подогрева и/или формированием между основным и наплавляемым сплавом промежуточного т.н. «буферного» подслоя.

В качестве таких промежуточных слоев при наплавке износостойких и термостойких сплавов применяют с различной степенью эффективности достаточно пластичные низкоуглеродистые стали, низколегированные стали ферритно-перлитного, перлитного, мартенситно-ферритного классов, а также стали и сплавы аустенитного класса с более высоким уровнем пластичности. Это дает возможность снизить вероятность образования дефектов, уменьшить внутренние напряжения между основным и рабочим слоем металла, поскольку достаточно пластичный промежуточный слой обладает демпфирующими свойствами, и повысить эксплуатационные свойства всего изделия.

Вместе с тем металл изделий, работающих в условиях периодического теплового воздействия, испытывает напряжения сжатия и растяжения, значения которых в поверхностных слоях могут достигать предела текучести. Поэтому от состава наплавочных материалов требуется обеспечение не только высоких пластических свойств металла подслоя, но и прочностных, обуславливающих его способность сопротивляться циклическому силовому воздействию.

Очевидно, что дальнейшее развитие подходов к созданию металла подслоя связано с достижением более высокого сочетания показателей его прочности и

пластичности. Перспективной с этой точки зрения структурой является бейнитный феррит, хорошая пластичность которого обусловлена формированием зерен с большими углами разориентации границ ( $\Theta > 15^\circ$ ), что определяет повышенную энергию зарождения и развития трещины. Вместе с тем накопленный к настоящему времени опыт изучения влияния тепловложения при сварке и наплавке в работах *Чепрасова Д.П., Счастливецова В.М., Пышминцева И.Ю., Табатчиковой Т.И., Ефименко Л.А., Эфрона Л.И., Франтова И.И., Amer A.E., Kumar S., Shu-jun Jia и др.* показывает, что в зависимости от системы легирования и длительности пребывания металла в диапазоне температур 800-300 °С исходная бейнитная структура может трансформироваться в различные продукты распада аустенита.

Условия формирования бейнитной структуры также осложняют характерные для многослойной наплавки циклы повторных нагревов и охлаждений, которые могут повлиять на развитие бейнитного превращения. По этой причине предпочтительно создание приемов, связанных с более эффективным, чем погонная энергия наплавки, способом влияния на энергетические характеристики сварочной ванны и структурно-фазовое состояние наплавленного металла, возможность чего была показана *Болдыревым А.М., Лебедевым В.А., Шолоховым М.А., Коберником Н.В., Ерофеевым В.А., Коробовым Ю.С., Горуновым А.И., Кривоносовой Е.А., Lai H. и др. учеными.*

Достаточно универсальным инструментом для этой цели является способ наплавки с поперечными перемещениями электрода, позволяющий варьировать частотой и амплитудой его колебаний, а также траекторией движения. Управление этими параметрами даст возможность формирования подслоя с бейнитной структурой и более плавным градиентом изменения свойств между основным металлом и наплавленным износостойким слоем.

Актуальность диссертационной работы также подтверждается ее выполнением в соответствии с грантом РНФ № 242320068 в 2024-2025 гг.

**Цель и задачи работы.** Повышение стойкости наплавленных оправок трубопроводного стана на основе разработки состава порошковой проволоки и ис-

следования влияния термического воздействия в условиях многослойной наплавки низколегированного подслоя бейнитного класса.

Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих задач:

1. Разработать состав порошковой проволоки для наплавки подслоя.
2. Изучить влияние режима наплавки колеблющимся электродом на параметры термического цикла с использованием математического моделирования.
3. Исследовать влияние термического воздействия от повторных нагревов на формирование наплавленного металла подслоя с бейнитной структурой.
4. Определить рациональную высоту наплавленного подслоя для достижения наилучшей стойкости трубопрошивной оправки на основе моделирования напряженно-деформированного состояния ее сегмента.
5. Разработать технологические рекомендации по наплавке оправок трубопрошивного стана и провести их опытно-промышленное апробирование.

#### **Научная новизна работы:**

Новым научным положением работы, направленным на раскрытие взаимосвязей между характерными для многослойной наплавки циклами повторных нагревов и охлаждений в критически важном диапазоне температур 800-300 °С и развитием бейнитного превращения, является определение их совокупного влияния на формирование структурно-фазового состояния низколегированного подслоя, обеспечивающего повышенное сочетание показателей его прочности и пластичности.

На основе математического моделирования процесса наплавки с колебаниями сварочной дуги выявлена нестационарность во времени формы сварочной ванны и ее периодическое изменение с частотой равной частоте колебаний сварочной дуги, которая сопровождается регулярными перемещениями в поперечном направлении высокотемпературной области расплава. Это вызывает перераспределение тепла по зоне термического влияния и дает возможность уменьшить в ней максимальную температуру, что значительно сокращает время пребывания металла при температурах выше  $A_{c3}$ .

По мере удаления источника нагрева от нижележащих слоев уменьшается не

только скорость их охлаждения от 10 до 1 °С/с, но и содержание углерода от 0,3 мас.% до ~0,06 мас.% по направлению от стальной подложки к износостойкому металлу с формированием сплава переменного состава. В результате в наплавленном металле создаются условия для распада переохлажденного аустенита в области промежуточного бейнитного превращения по диффузионному механизму с образованием небольшого количества вырожденного перлита и мартенситно-аустенитной составляющей. В нижних слоях бейнитное превращение продолжается, пока оставшийся аустенит не достигнет критической концентрации углерода ~0,2 масс.%, при которой превращение аустенита в бейнит термодинамически невозможно, поскольку обе фазы имеют одинаковую свободную энергию.

**Достоверность полученных результатов** при решении поставленных задач обеспечивается за счет применения современных методов исследований, включающих в себя электронно-микроскопические (растровый сканирующий микроскоп FEI VERSA 3D) исследования, в том числе с применением метода дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD). Распределение твердости в наплавленном многослойном металле оценивали методами Виккерса (твердомер DurolinM) и Роквелла (ТН-500). С использованием механических испытаний (на разрывной машине УТС 111.2-50-32) при температурах до 800 °С получали диаграммы деформирования. Контроль изменения температуры при исследовании теплового поля при электродуговой наплавке и при испытании композитных образцов на термическую стойкость осуществляли с помощью АЦП ЛА-20 USB и вольфрам-рениевых термопар типа А по ГОСТ Р 8.585-2001, а обработку полученных термических циклов выполняли в ПО PowerGraph 3 Pro. Математическое моделирование процесса наплавки колеблющимся электродом и напряженно-деформируемого состояния сегмента оправки осуществляли в ПО COMSOL Multiphysics. Химический состав наплавленного металла измеряли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра PMI-MASTERS Pro.

**Практическая значимость.** На основании полученных теоретических и экспериментальных результатов разработан состав порошковой проволоки ПП-Нп-БЗФVI (ТУ 25.93.15.130-071-02068060-2025). Разработанные технологические ре-

комендации дают возможность использовать преимущества способа колеблющегося электрода для наплавки в защитных газах изделий термо- и износостойких сплавов (25X5ФМС, а в перспективе 12X15Н4М3АТ) на малогабаритные оправки трубопрошивного стана.

Практическая реализация результатов исследований осуществлена на АО «Волжский трубный завод». Выполненные натурные испытания (при прокате труб на стане ТПА «50-200») наплавленных трубопрошивных оправок диаметром 72 мм показали повышение их стойкости на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок. Повышенная стойкость оправок достигается более эффективным перераспределением напряжений, вследствие большой прочности металла подслоя по сравнению с основным металлом, или смещением границы "подслой – основной металл" в область меньших температур, при которых предел текучести основного металла выше.

**Публикации.** По материалам диссертационной работы опубликовано 33 работы, в том числе в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК при Минобрнауки РФ – 19, в изданиях, входящих в международные реферативные базы данных (Scopus/WOS) – 1. Получено 4 патента РФ на изобретение.

Диссертационная работа выполнялась в соответствии с грантом РНФ № 24-23-20068 «Разработка принципов наплавки на детали нефтехимического оборудования и металлургического инструмента термо- и износостойких сплавов на основе моделирования процессов их формирования в условиях периодичности теплового воздействия дуги на сварочную ванну».

**Основные положения диссертационного исследования опубликованы в 18 работах, наиболее значительные из которых приведены ниже:**

1. Перспективы применения низколегированного металла бейнитного класса для формирования подслоя при многослойной наплавке деталей металлургического оборудования / И. В. Зорин, С. А. Фастов, В. И. Лысак, Е. И. Сторожева, В. О. Харламов, А. С. Морозов // Металлург. – 2025. – № 2. – С. 79-86. – DOI 10.52351/00260827\_2025\_2\_79.

3. Исследование влияния основных параметров процесса наплавки колеблющимся электродом на формирование наплавленного металла бейнитного класса /

**С. А. Фастов**, И. В. Зорин, В. И. Лысак, С. К. Елсуков, Д. С. Несин // Сварка и диагностика. – 2024. – № 4. – С. 55-60. – DOI 10.52177/2071-5234\_2024\_04\_55.

4. Технологические особенности применения колеблющегося электрода для формирования подслоя при износостойкой наплавке / **С. А. Фастов**, И. В. Зорин, С. К. Елсуков, В. И. Лысак, Д. С. Несин, А. А. Антонов // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2023. – № 10(281). – С. 46-53. – DOI 10.35211/1990-5297-2023-10-281-46-53.

5. Трансформация структуры сплава на основе алюминида никеля в процессе наплавки колеблющимся электродом термостойкого покрытия / И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. О. Харламов, **С. А. Фастов** // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2023. – Т. 17, № 4. – С. 59-70. – DOI 10.17073/1997-308X-2023-4-59-70.

6. Особенности формирования наплавленного металла со структурой бейнита под влиянием повторных нагревов / **С. А. Фастов**, И. В. Зорин, С. К. Елсуков, В. И. Лысак, В. О. Харламов, Д. С. Несин, Е. И. Сторожева, А. С. Морозов // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2022. – № 10(269). – С. 77-83. – DOI 10.35211/1990-5297-2022-10-269-77-83.

7. Исследование влияния погонной энергии на структуру наплавленного металла бейнитного класса / **С. А. Фастов**, И. В. Зорин, В. О. Харламов, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2022. – № 2(261). – С. 58-62. – DOI 10.35211/1990-5297-2022-2-261-58-62.

8. Оценка эффективности применения предварительного подогрева при наплавке термически стойких сплавов на инструментальную сталь / **С. А. Фастов**, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. О. Харламов // Научные технологии в машиностроении. – 2021. – № 6(120). – С. 3-11. – DOI 10.30987/2223-4608-2021-6-3-11.

9. Математическое моделирование остаточных напряжений при импульсном термосиловом поверхностном упрочнении / В. П. Багмутов, Д. С. Денисевич, И. Н. Захаров, М. Д. Рамоненко, **С. А. Фастов** // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2019. – № 3. – С. 112-124. – DOI 10.15593/perm.mech/2019.3.12.

**Статьи, индексируемые в реферативных базах Scopus и Web of Science:**

10. Structure Formation and Properties of Nickel Aluminide-based Alloy Deposited by the GMAW Method under Periodic Arc Thermal Impact on the Weld Pool / I. V. Zorin, A. A. Artemev, V. I. Lysak, S. K. Elsukov, **S. A. Fastov** // Journal of Materials Processing Technology. – 2023. – Vol. 319. – P. 118085. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2023.118085.

11. Formation Of Chromium–Nickel Steel Cladding Layers On Petrochemical Equipment Components Using The Double-Electrode Surfacing Method / Elsukov S., Zorin I., Lysak V., Kharlamov V., Fastov S. // EPJ Web of Conferences. – 2025. – Т. 321. – С. 02011. – DOI: 10.1051/epjconf/202532102011

**Остальные публикации:**

12. Патент № 2811878 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/40. установка для изготовления порошковой проволоки : № 2023115066 : заявл. 08.06.2023 : опубл. 18.01.2024 / **С. А. Фастов**, И. В. Зорин, Д. С. Несин, В. И. Лысак ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет".

13. Патент № 2830087 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/368. Порошковая проволока для дуговой наплавки подслоя : № 2024111162 : заявл. 23.04.2024 : опубл. 12.11.2024 / И. В. Зорин, **С. А. Фастов**, В. И. Лысак ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет".

14. Патент № 2767334 С1 Российская Федерация, МПК В23К 9/04. Способ двухэлектродной дуговой наплавки : № 2021110542 : заявл. 15.04.2021 : опубл. 17.03.2022 / С. К. Елсуков, И. В. Зорин, В. И. Лысак, **С. А. Фастов**, П. П. Красиков ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет".

15. Патент № 2711286 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/02, В23К 35/368. Композиционная проволока для дуговой наплавки : № 2019121071 : заявл. 03.07.2019 : опубл. 16.01.2020 / И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак, **С. А. Фастов** ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет" (ВолгГТУ).

16. Зорин, И. В. Формирование низколегированного подслоя со структурой бейнита для наплавки деталей металлургического оборудования / И. В. Зорин, **С. А. Фастов**, В. И. Лысак // XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии : Сборник тезисов докладов в 7 томах, Федеральная территория «Сириус», 07–12 октября 2024 года. – Т. 2 – Москва: ООО «Буки Веди», 2024. – С. 41.

17. Несин, Д. С. Способ формирования низколегированного подслоя для наплавки деталей металлургического оборудования / Д. С. Несин, А. Н. Мишина; рук. И. В. Зорин, **С. А. Фастов** // XXVIII Региональная конференция молодых ученых и исследователей Волгоградской области : Сборник материалов конфе-

ренции, Волгоград, 5 октября – 17 ноября 2023 года. – Волгоград: Волгоградский государственный технический университет, 2023. – С. 107-108.

18. **Фастов, С. А.** Особенности формирования структуры низколегированного металла подслоя при износостойкой наплавке / **С. А. Фастов**, Д. С. Несин; рук. И. В. Зорин // XXVII Региональная конференция молодых ученых и исследователей Волгоградской области : Сборник материалов конференции, Волгоград, 02–15 ноября 2022 года / Редколлегия: С.В. Кузьмин (отв. ред.) [и др.]. – Волгоград: Волгоградский государственный технический университет, 2022. – С. 108-109.

19. **Фастов, С. А.** Влияние предварительного подогрева на циклическую термическую стойкость наплавленных термо- и износостойких сплавов / **С. А. Фастов**; рук. И. В. Зорин // XXVI Региональная конференция молодых ученых и исследователей Волгоградской области : сборник материалов конференции, Волгоград, 16–28 ноября 2021 года. – Волгоград: Волгоградский государственный технический университет, 2022. – С. 91-93.

**Апробация работы.** Основные положения диссертации докладывались и обсуждались на международных и всероссийских научно-технических конференциях: «Сварка и диагностика» (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва – 2024), XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии (Сочи – 2024), XXIV и XXV научно-практических конференция «Трубы-2021» и «Трубы-2023» (РусНИТИ, Челябинск), а также на XXVI (поощрительная премия) и XXVII (2 премия) региональных конференциях молодых исследователей Волгоградской области, ежегодных внутривузовских конференциях ВолГТУ (2020-2024 гг.), XIII и XIV научно-технических конференциях ОАО «Волгограднефтемаш» (2023, 2024 г.г.) и научных семинарах кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолГТУ (г. Волгоград).

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, четырех глав, общих выводов, списка использованных источников, включающего 159 наименований, и приложения. Основная часть работы содержит 203 страницы машинописного текста, 125 рисунков, 16 таблиц.

### **Основное содержание работы**

**Во введении** раскрыта актуальность работы, сформулирована научная новизна, показаны структура и содержание диссертации.

**В первой главе** приведены данные по видам износа оборудования, работающего в условиях циклического термосилового воздействия. Показана эффектив-

ность износостойкой наплавки для увеличения срока службы такого оборудования. Описаны способы повышения качества наплавленного износостойкого сплава в т.ч. применение буферного слоя. Проанализированы сплавы, применяемые в качестве подслоя и обоснован выбор материалов бейнитного класса для выполнения наплавки промежуточных слоев. Выявлено влияние легирующих элементов и технологий сварки/наплавки на формирование структуры бейнитного класса в наплавленном металле. Показано, что одним из универсальных и технологически гибких способов наплавки металлургического оборудования является электродуговая наплавка с поперечными колебаниями электрода. На основе проведенного литературного обзора сформулированы цель и задачи исследования.

**Во второй главе** приведены материалы для изготовления порошковых проволок, указаны особенности модернизации волочильного стана ОБ-575, изложены технологические особенности электродуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода. Приведена методика термического циклирования наплавленных композитов и другие методы исследования структуры и свойств наплавленного металла.

**В третьей главе** приведены результаты исследования влияния предварительного подогрева на структуру и свойства трех износостойких наплавочных сплавов. Показаны особенности разработки компонентного состава наплавленного металла системы легирования  $C-Cr-Mo-Mn-Ni-Si-Cu-Al-Ti-La$  и изготовления порошковой проволоки, обеспечивающей при наплавке формирование структуры бейнитного класса. Разработана математическая модель процесса наплавки с колебаниями электрода, позволяющая определять скорость охлаждения в зоне термического влияния, как основного, так и ранее наплавленного металла. Оценено влияние основных параметров режима наплавки колеблющимся электродом на формирование отдельных наплавленных валиков и формирование структуры многослойного наплавленного металла бейнитного класса.

**В четвертой главе** показана разработка математической модели напряженно-деформированного состояния сектора водоохлаждаемой трубопрошивной оправки в процессе ее работы. На основе моделирования определена толщина наплавленного металла подслоя, при которой достигается наибольшее уменьшение величины термических напряжений, оцениваемых по сечению оправки. Даны

технологические рекомендации по наплавке на раскатную поверхность оправки трубопрошивного стана  $\phi 72$  мм подслоя и износостойкого металла. Показаны перспективы применения разработанной порошковой проволоки при наплавке под флюсом.

**В заключении** показаны общие выводы по работе.

**В приложении** приведены копия акта о натуральных испытаниях наплавленных трубопрошивных оправок в условиях АО «Волжский трубный завод», титульный лист технических условий на разработанную порошковую проволоку, а также копии патентов РФ на наиболее значимые изобретения.

Работа выполнена на кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» Волгоградского государственного технического университета.

*Автор выражает глубокую благодарность академику РАН, д.т.н., проф. РАН Лысаку Владимиру Ильичу за участие в формировании направления и методологической подготовке исследований, оказанную помощь при анализе и обсуждении полученных результатов и д.т.н., проф. Зорину Илье Васильевичу за конкретизацию основных положений исследования и помощь в подготовке диссертации.*

*Автор считает своим долгом выразить благодарность своему первому наставнику д.т.н., проф. Соколову Геннадию Николаевичу вдохновившему на занятие научно-исследовательской деятельностью.*

*Автор также приносит благодарность к.т.н. Денисевичу Д.С. за помощь в проведении математического моделирования сварочной ванны при наплавке колеблющимся электродом; д.т.н., проф. И.Н. Захарову за помощь в математическом моделировании напряженно-деформированного состояния трубопрошивной оправки; к.т.н., доц. В.О. Харламову за проведение электронно-микроскопических исследований и обсуждение их результатов, а также к.т.н., доц. С.К. Елсукову, к.т.н., доц. Д.В. Прияткину и аспиранту Д.С. Несину за помощь при подготовке и выполнении экспериментов.*

## **Глава I. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ПОДСЛОЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

### **1.1 Анализ процессов, протекающих в системе "изделие - наплавленный сплав" в условиях наплавки и циклического температурно-силового воздействия**

Эксплуатация металлургического инструмента, направленного на формоизменение горячего металла, происходит под воздействием циклических термосиловых нагрузок [1-3]. К такому инструменту можно отнести, например, оправки трубопрошивных станков, валки станков горячей прокатки металлов, различные штампы для горячей штамповки и резки металла, поддерживающие валки машин непрерывного литья заготовок, формы литья под давлением и т.д. Термосиловое воздействие обуславливает несколько видов износа, которым подвергается технологический инструмент: абразивное изнашивание, связанное с трением металл по металлу и наличием твердой окалины, находящейся между деформируемым металлом и инструментом [4-6]; схватывание металла заготовки и металла инструмента, что приводит к вырыванию некоторой массы металла инструмента [7]; диффузионный износ, связанный с переходом легирующих элементов из металла инструмента в металл деформируемой заготовки, что разупрочняет поверхностный слой инструмента [8]; циклическое силовое воздействие, которое вызывает упруго-пластические деформации металла [1].

Однако, одним из основных факторов износа при работе такого металлургического инструмента является именно циклические теплосмены, обуславливающие образование трещин от термической усталости [1-3, 9] (рис. 1.1.1), которые снижают усталостную прочность металла и могут привести к его быстрому разрушению. Такие трещины образуются следующим образом: при нагреве прогретый на определенную глубину поверхностный слой расширяется по нормали к поверхности и испытывает напряжения сжатия; далее при резком охлаждении

этот нагретый и продеформированный слой испытывает резкий перепад напряжений и уже старается вернуться в изначальное положение, но т.к. это происходит очень быстро на него начинают действовать растягивающие напряжения, превышающие локально пределы текучести и прочности, что и приводит к растрескиванию [9, 10].

Стойкость металла к трещинам термической усталости зависит от его термической стабильности или способности металла сохранять свои свойства при рабочих температурах. При повышении температуры происходит снижение предела текучести, что обуславливает накопление деформаций на поверхности металла, провоцируя образование трещин [7]. Снижают стойкость металла против трещин термической усталости и различные концентраторы напряжений, например, граница между упрочняющей фазой и матрицей металла [7]. Стабильность механических свойств и структура металла, напрямую зависят от химического состава этого металла, что обуславливает тезис о том, что в первую очередь стойкость инструмента против образования трещин от термической усталости определяется материалом, из которого изготовлен инструмент [2, 7]

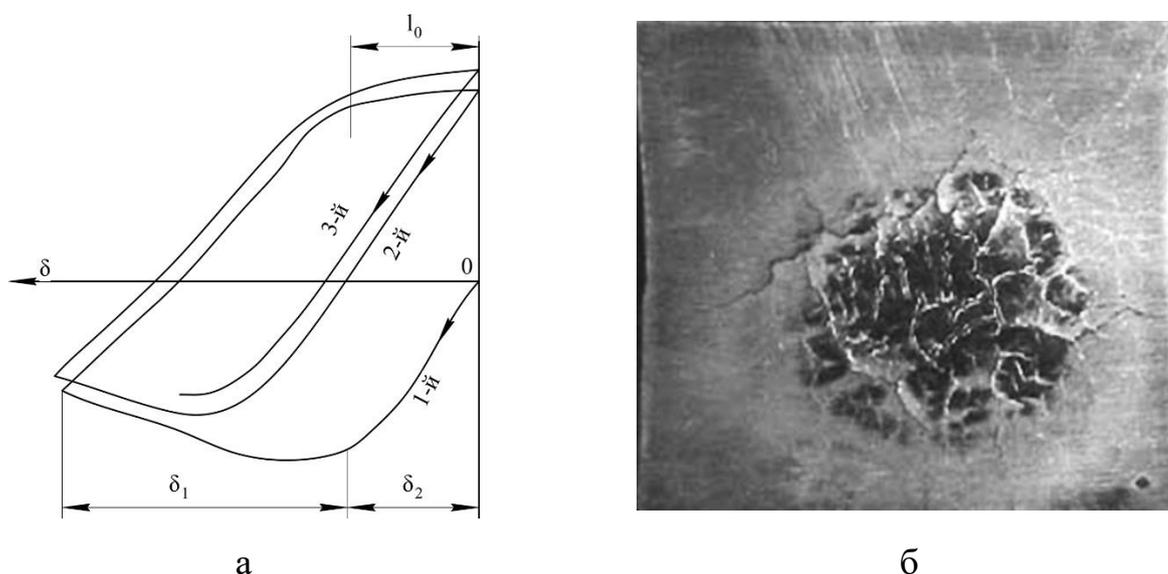


Рисунок 1.1.1 – Изменение деформации, вызывающая термическую усталость металлургического инструмента при его работе в цикле «нагрев-охлаждение» (а) и вид трещин термической усталости (б) [3].

При классификации материалов, в первую очередь на основе железа, выделяются инструментальные стали и сплавы, разрабатываемые для их эффективного применения в условиях циклических термосиловых нагрузок. Эти сплавы в первую очередь различаются по степени легирования, что определяет их стойкость в тех или иных условиях эксплуатации. Однако, применение специальных сплавов может быть ограничено по экономическим причинам в виду того, что входящие в их состав легирующие элементы повышают себестоимость сплава в разы, а повышенные эксплуатационные характеристики (например, твердость, вязкость и т.д.) затрудняют их механическую обработку, что уже повышает стоимость готового инструмента.

В виду того, что изготовление металлургического инструмента и оснастки целиком из специальных сплавов не всегда рационально, а иногда и невозможно, в промышленности нашел широкое применение биметаллический инструмент [1, 9]. Использование такого инструмента позволяет повышать его стойкость, путем получения поверхностного слоя, который эффективно противостоит нагрузкам, связанным с горячим деформированием металла, увеличивая тем самым межремонтный период, а также экономить на дорогом износостойком металле, т.к. реально слой металла подвергающийся износу составляет несколько миллиметров [9]. Получить биметаллический инструмент возможно путем наплавки износостойкого сплава различными способами: дуговой наплавкой покрытыми электродами, проволоками сплошного сечения, порошковыми проволоками, лентами; электрошлаковой; плазменной; лазерной и т.д. [1, 11, 12]. Дополнительным преимуществом наплавки в получении биметаллического инструмента является то, что после выхода из строя такой инструмент может быть подвержен ремонтной наплавке, что дополнительно снижает расходы на обслуживание оборудования. А так как трещины от термической усталости распространяются только на глубину прогретого слоя инструмента [7, 13], то при ремонте необходимо ориентироваться на достижение предела механической выносливости наплавленного слоя, который много больше, чем предел термической выносливости.

Однако, из-за сложного химического состава наплавочных сплавов, больших скоростей охлаждения в условиях термического цикла наплавки часто образуются дефекты в виде трещин. Если борьба с горячими трещинами связана с решением металлургических вопросов, путем легирования элементами, подавляющими образование эвтектик и легкоплавких прослоек, то борьба с образованием холодных трещинам является преимущественно технологической задачей. Помимо этого, при наплавке в зоне термического влияния основного металла возможно образование закалочных структур, повышенных остаточных напряжений, что ведет к образованию холодных трещин.

## **1.2 Технологические предпосылки и условия применения подслоя при наплавке**

Распространенным методом борьбы с образованием закалочных структур, холодных трещин и повышением остаточных сварочных напряжений, вызванных термомодеформационным циклом сварки или наплавки, в зоне термического влияния в основном металле при сварке или наплавке применяют предварительный и/или сопутствующий подогрев [14, 15].

Предварительный и сопутствующий подогрев позволяет уменьшить скорость охлаждения зоны термического влияния и предотвратить бездиффузионное превращение, которое приводит к образованию закалочных структур, например мартенситного типа [14, 16]. Помимо этого, замедленное охлаждение после сварки или наплавки способствует снижению остаточных напряжений в околошовной зоне, вызванных неравномерным нагревом [14]. Предотвращение образования закалочных структур и снижения уровня остаточных напряжений в совокупности позволяет избежать образование холодных трещин как в наплавленном металле, так и в основном [14-16]. Однако, применение предварительного подогрева может вследствие чрезмерного замедления охлаждения основного металла в зоне термического влияния и наплавленном металле вызвать образование избыточной карбидной фазы [17], что актуально, например, для «стареющих» сплавов, увеличи-

вающих свою прочность в процессе эксплуатации при повышенных температурах.

Другим отрицательным аспектом применения предварительного подогрева является его высокая энергозатратность, а иногда и невозможность его проведения [18], связанная с большими габаритами изделий, например, валком прокатного стана. Применение локального предварительного подогрева, например, с помощью газовых горелок или индуктивных нагревателей, не всегда позволяет прогреть металл на необходимую глубину и температуру.

Как уже было сказано, при наплавке основным фактором, влияющим на образование холодных трещин, является уровень остаточных напряжений как в основном металле, так и в наплавленном. Поэтому уже в середине XX века было предложено использовать переходные слои металла с механическими свойствами, отличающимися от основного и наплавляемого металлов. Однако, такие металлы изначально использовались в качестве ремонтного слоя, необходимого как для наращивания объема металла взамен удаленного изношенного, так и перед наплавкой более дорогостоящего износостойкого сплава [9].

Другой важной функцией подслоя является предотвращение выпадения интерметаллидов или других хрупких элементов в зоне термического влияния, которые формируют хрупкие прослойки, снижающие прочность соединения. Исключением являются случаи целенаправленного формирования с участием промежуточного слоя интерметаллидных функционально-градиентных покрытий [19]. По этой причине материал подслоя должен обладать возможностью образования твердых растворов и с основным металлом и металлом рабочего слоя [20]. В случае разных коэффициентов термического расширения между основным и рабочим металлами рекомендуется выбирать подслоя со средним значением коэффициентов термического расширения, что снижает напряжения по линии сплавления и предотвращает образования диффузионных прослоек, развивающихся в результате работы изделия при высоких температурах [20, 21].

Можно выделить несколько категорий сплавов, подходящих и используемых для наплавки переходного или буферного слоя перед наплавкой износостойкого

рабочего сплава: аустенитные, стали, никелевые или железно-никелевые сплавы, низкоуглеродистые стали.

### **1.3 Опыт формирования промежуточных (переходных) слоев методами наплавки**

#### **1.3.1 Применение материалов аустенитного класса**

Применение наплавки коррозионностойкими сталями аустенитного класса широко применяется для изделий, работающих в условиях агрессивных сред, например атомных реакторов [22] или же для сварки плакирующего слоя биметаллов при изготовлении нефтехимического оборудования.

Поскольку при наплавке аустенитных сталей на низколегированную сталь не удается получить наплавленный слой без разбавления его основным металлом, то выполняют второй и/или последующие слои. Это позволяет снизить образование закалочных структур по линии сплавления низколегированных сталей с высоколегированными [23, 24].

Применение аустенитных сварочных материалы для сварки сталей перлитного класса между собой, в случае невозможности их предварительного подогрева, позволяет повысить стойкость околошовной зоны против образования холодных трещин, по следующим причинам: снижение темпа роста аустенитного зерна в околошовной зоне из-за более низкой температуры плавления аустенитных сталей; снижение величины или полное отсутствие закаленного участка в зоне термического влияния; сокращение поглощения водорода, вследствие меньшей его растворимости в аустените [15].

Известно [25-28], что коррозионностойкую сталь аустенитного класса применяют в качестве переходного буферного слоя при наплавке износостойких сплавов, которые работают в условиях абразивного изнашивания, ударов, повышенных температур. Так, например, предлагается использовать в качестве подслоя сталь 04X19H11M3 и 04X16H25M6AF при наплавке на углеродистую сталь

износостойких сплавов [18, 29-31]. Было установлено, что повышенная стойкость наплавленного металла против образования холодных трещин зависит не от запаса аустенитности присадочного металла, а, в большей степени, от геометрических параметров подслоя, таких как относительная ширина, глубина залегания подслоя, при увеличении которых увеличивается трещиностойкость рабочих слоев металла [29, 30].

Дополнительно отмечается, что стойкость против холодных трещин повышается до пяти крат и, по мнению авторов, проявляется из-за отсутствия участка перемешивания между основным металлом и наплавленным. Вследствие этого снижается вероятность образования мартенситных прослоек в околошовной зоне на что указывает график распределения микротвердости (рис. 1.3.1) и микроструктура вблизи линии сплавления (рис. 1.3.2).

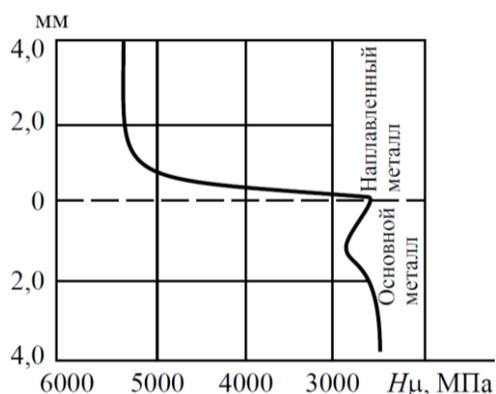
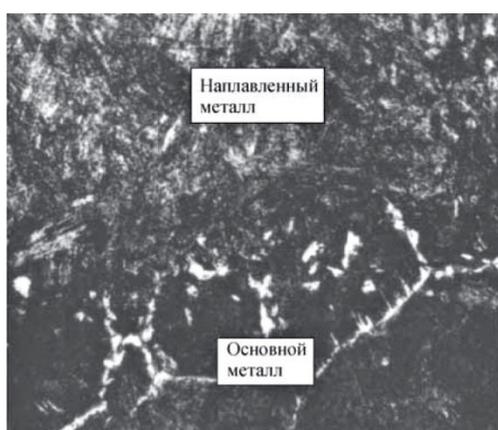
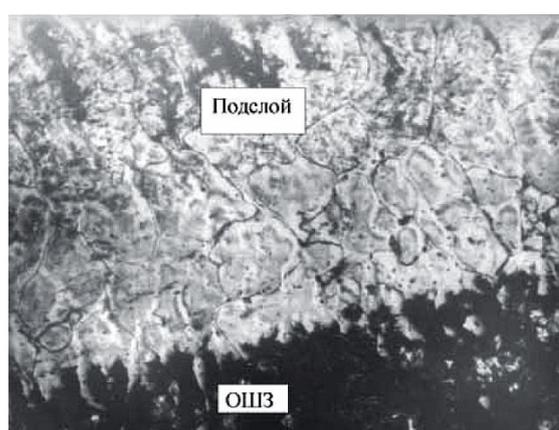


Рисунок 1.3.1 – Распределение микротвердости в зоне сплавления стали 60 с двухслойным валиком, наплавленным проволокой ПП-АН122 (ПП-НП-30Х5Г2СМ) с дополнительной присадочной проволокой Св-09Х16Н25М6АФ [29].



а



б

Рисунок 1.3.2 – Микроструктуры, полученные при наплавке ПП-АН122 (ПП-Нп-30Х5Г2СМ) на сталь 45 (а) и ПП-АН122 (ПП-Нп-30Х5Г2СМ) с одновременным формированием подслоя 09Х16Н25М6АФ на стали 45 (б) [30].

Также уменьшается скорость охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита, вследствие выделения тепла от электроконтактного нагрева; и снижается количество диффузионного водорода из-за его растворения в аустенитном наплавленном металле [29, 30].

При выполнении восстановительной наплавки опорно-поворотного устройства крана, выполненного из стали 35, предварительный подогрев которого организовать невозможно, в работе [31] использовали двухслойную наплавку с формированием первого слоя из глубоко аустенитной проволоки типа 10X15H25M6AG2C, а второго – проволокой Св-10X19H9Г9С.

Снижению склонности наплавленного металла к образованию холодных трещин способствовало возвратно-поступательное движение горелки с малой маршевой скоростью, а также малое содержание водорода в ГЦК решетке металла подслоя. Дополнительно, после проведенного холодного наклепа структура аустенита перешла в мартенсит деформации, что позволило снизить остаточные напряжения из-за увеличения объема при  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходе. Однако, применение такого способа актуально только для простых низколегированных сталей, а для сталей с более сложным легированием необходимо наплавлять подслоем [31].

Отмечается, что формирование подслоя с использованием проволоки Св-0X18H9Т позволяет ее применить в случае отсутствия дефектов и при наплавке на чугун [32].

Также при ремонте наплавленных слоев уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры требуется полное удаление ранее наплавленного металла и в случае замены типа наплавляемого износостойкого металла требуется предварительная наплавка буферного слоя электродной проволокой Св-07X25H13 или же покрытыми электродами, обеспечивающими аналогичный состав наплавленного металла, например: ОЗЛ-6, ЗИО-8, ЦЛ-25/1, ЦЛ-25/2. При этом высота наплавленного металла подслоя составляет около 3-5 мм. Кроме того, в этом случае буферный слой применяется и для восстановления размеров изношенных деталей и уменьшения высоты наплавляемого износостойкого сплава [33].

Частое использование наплавки для упрочнения деталей, подвергающихся абразивному и ударному износу, например, зубья валков угольных дробилок, экскаваторов и т.д. способствовало применению сочетания из износостойкой мартенситной стали в качестве рабочего слоя и коррозионностойкой аустенитной стали в качестве буферного слоя [34].

Дополнительно на аустенитный подслоу наплавляли сталь 10ГС с различными добавками из порошков феррохрома (34,7 мас.% хрома), ферроуглерода (1,2 мас.% углерода) и феррохромуглерода (0,68 мас.% углерода и 11,57 мас.% хрома) с целью получения аналогичного по составу мартенситного износостойкого слоя. Отмечается, что при наплавке на подслоу стали 50X7Г2С, степень проплавления повышается, что привело к разбавлению мартенситного металла аустенитным, снижению твердости и, как следствие, к снижению износостойкости при абразивном износе. Однако, авторы отмечают, что увеличение толщины износостойкого слоя нивелирует проблему разбавления мартенситной стали аустенитной.

Применение аустенитных сталей, например, 10X19Н9Г6 для формирования подслоу на стали 40X3Г позволяет сопротивляться ударным нагрузкам при работе условиях абразивного износа вследствие своей пластичности, а абразивному изнашиванию в этом случае сопротивляется сталь 50X8Г1С2 [35]. Однако, как и в предыдущем случае, применение однослойной наплавки износостойкого слоя по подслоу из коррозионностойкой аустенитной стали приводит к снижению твердости и износостойкости рабочего металла вследствие его разбавления (рис. 1.3.3). Но такое влияние аустенитного металла нивелируется увеличением количества наплавленных слоев износостойкого металла [26, 35].

С целью оценки влияния наличия буферного слоя при плакировании сталью 308 (X20Н10) [36] авторы производили наплавку на термически улучшенную сталь С40 UNI5532 (40ГС) с подслоем из армко-железа, низкоуглеродистой стали (10ГС) и аустенитной стали 307 (X18Н8Г6), 308 (X20Н10), 309 (X23Н13), 310 (X26Н21), 312 (X29Н9). Исследовали распределение углерода при наплавке четырех вариантов наплавленных композиций: 1, 2 – один и два буферных слоя каж-

дой из исследуемых сталей соответственно; 3 – один буферный слой и один слой стали 308 (X20N10); 4 – два буферных слоя и один слой стали 308 (X20N10).

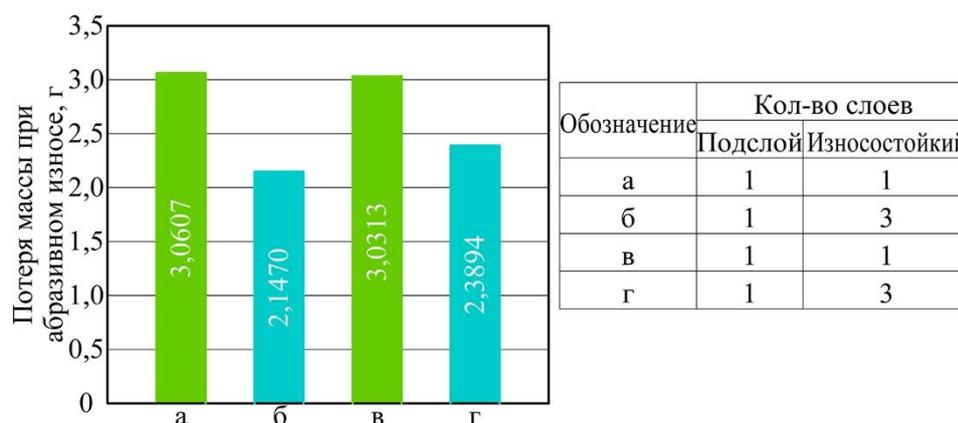


Рисунок 1.3.3 – Износостойкость металла 50X8Г1С2, наплавленного на подслоя из стали 10X19Н9Г6 с использованием переменного (а-б) и постоянного (в-г) тока [35].

Авторы отмечают наибольшее снижение содержания углерода для всех наплавленных образцов группы 4, особенно заметным оно было у образца, наплавленного с помощью подслоя из аустенитной стали. Содержание углерода в последнем слое снизилось до 0,07 мас.%, что почти в 5,4 раза меньше значения углерода в основном металле (0,38 мас.%). Примечательно, что в группе 1 наибольшее снижение содержания углерода (до 0,096 мас.%) показали образцы из стали аустенитного класса (X29Н9), а при использовании армко-железа содержания углерода снизилось лишь до 0,21 мас.%.

Такое поведение углерода при наплавке аустенитными сварочными материалами объясняется большим содержанием никеля, которой препятствует диффузии углерода из основного металла, несмотря на большое количество активного карбидообразователя – хрома [15, 37].

Также авторы [36] оценивали ширину науглероженной прослойки и указали, что в послесварочном состоянии эта прослойка практически отсутствовала, а после проведения термообработки с целью снижения остаточных напряжений прослойка образовалась у всех образцов. Минимальная ширина ее была у образца, наплавленного с использованием стали 310, наиболее легированной никелем.

После выдержки в течении 100 ч при температуре 500 °С прослойка уменьшилась и минимальная ее толщина наблюдалась уже в образцах из сталей 309 (X23H13) и 312 (X29H9), Однако, с увеличением температуры до 650 °С, науглероженная прослойка появилась во всех образцах и имела толщину от 100 до 400 мкм. Наличие карбидной прослойки указывается авторами как причина разрушения образцов с подслоем из армко-железа и низкоуглеродистой стали при испытании на изгиб. Авторами рекомендуется использовать сталь 310 (X26H21) в качестве подслоя под наплавку коррозионностойких слоев в том случае, если предполагается выполнение послесварочной термической обработки. Таким образом, повышение содержание никеля в аустенитной стали не оказывает влияние на образование науглероженной прослойки при длительных выдержках.

Хорошая растворимость водорода в аустените и исключение образования холодных трещин отмечают авторами работы [38], как следствие применения аустенитной коррозионностойкой стали E309L (X25H12M) в качестве буферного слоя перед наплавкой износостойкого сплава типа 500X21B6M9B7 на стальную плиту 18X2Г1МДЮ. Более равномерное распределение твердости в этом случае характерно для подслоя сформированного тремя проходами (рис. 1.3.4).

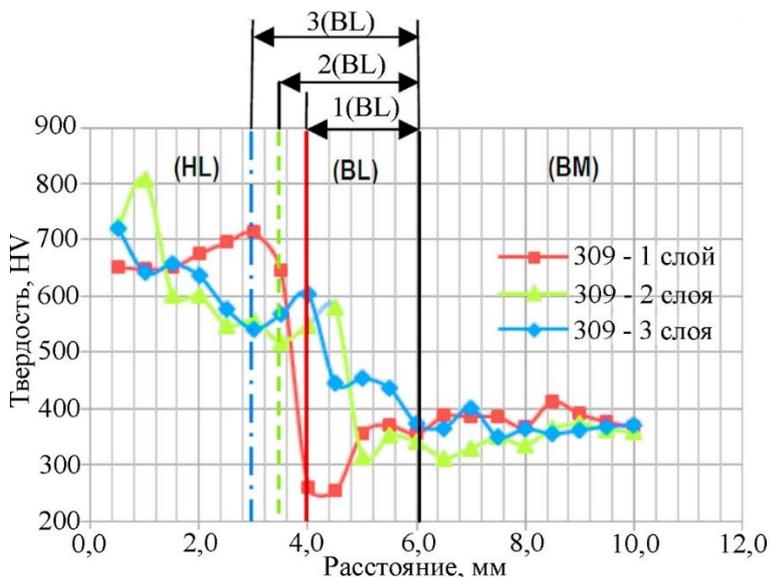


Рисунок 1.3.4 – Распределение твердости по сечению наплавленных образцов (HL – износостойкий слой, BL – подслоя, BM – основной металл) [38].

Этот факт связывают с тем, что при увеличении доли участия буферного слоя в износостойком металле происходит перераспределение содержания легирующих элементов и упрочняющих фаз в аустенитной матрице. Испытания на износ

трением показали, что образцы с подслоем E309L (X25H12M) имеют наибольшую износостойкость.

Вместе с тем применение подслоя из коррозионностойкой стали аустенитного класса не всегда позволяет полностью избежать образование трещин. Так авторы работы [39] использовали сталь ER309L (X24H13Г2М) в качестве подслоя перед наплавкой износостойкого сплава Norem №2 (130X26H4Г4С2) на сталь 17ГС. Авторы работы связывают образование горячих трещин, растущих от линии сплавления с подслоем (рис. 1.3.5), с наличием карбидной эвтектики, которой увеличивает склонность металла к их образованию. Еще одним фактором, обуславливающим образование горячих трещин, являлось отсутствие ферритной фазы, наличие которой до 5 % в составе структуры позволяет эффективно препятствовать развитию такого рода трещин.

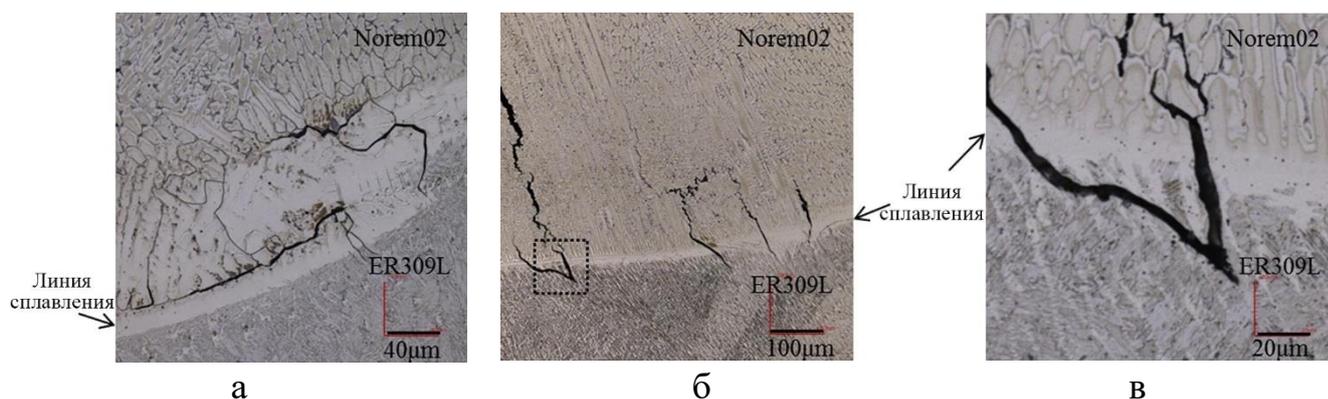


Рисунок 1.3.5 – Трещины в наплавленном сплаве Norem (130X26H4Г4С3) вблизи условной линии сплавления со сталью 309L (X24H13Г2М) (а), трещины, проходящие через границы дендритов (б-в) [39].

Наплавленный металл аустенитного класса в качестве подслоя также применяется перед наплавкой износостойких сплавов на основе кобальта. Например, в работе [40] перед наплавкой сплава ОК 93.06 (100K60X28B4Г1) на цилиндрические части инструмента штамповки поршней двигателя, изготавливаемого из инструментальной стали H13 (40X5M1Ф), применяли аустенитный металл с целью создания сжимающих напряжений на поверхности наплавленного износостойкого металла, что позволяет предотвращать появления в нем трещин. Вместе с тем применение подслоя хотя и позволило избежать образования трещин, располо-

женных вдоль оси инструмента по его образующей, но не предотвратило образование трещин в радиальном направлении.

Применение коррозионностойкой аустенитной стали в качестве подслоя перед наплавкой кобальтового сплава Stellite-6 (120K60X30H2B4Г1) также указывается в работах [41-43].

В качестве буферного сплава используется сталь 309-16L (20X23H13) с целью минимизации доли участия основного металла – стали 9Cr-1Mo (10X9M). В кобальтовых сплавах ограничивают содержания железа до минимума из-за возможности образования хрупкого интерметаллида FeCo, что ведет к образованию холодных трещин. Также применение коррозионностойкой аустенитной стали позволяет минимизировать образование мартенсита в зоне термического влияния основного металла, но полностью устранить эту фазу не получается.

Помимо коррозионностойкой аустенитной стали в качестве подслоя перед наплавкой кобальтовых сплавов на сталь 5CrNiMo (5XHM) может использоваться и среднелегированная сталь КХНС15 (25X10H2Г1МЗВ1КФ) [44].

Следует указать, что для наплавки буферных слоев под кобальтовые сплавы, особенно под сплав Stellite-6, используют другой кобальтовый сплав Stellite-21 с целью создания переходного слоя, который, снижая разницу в коэффициентах линейного расширения, снижает термические напряжения между основным металлом на основе железа и наплавленным кобальтовым сплавом [45].

Никель вследствие своей «мягкости» и способности образовывать твердые растворы с большим рядом металлов, а также блокировать восходящую диффузию углерода [46-47] и является базовым элементов сплавов, используемых как буферные при наплавке высокоуглеродистых или высокопрочных металлов. Так, отмечается [46], что применение никелевого сплава позволяет дополнительно снизить степень растворения основного металла в наплавленном и снизить напряжения усадки, возникающие при кристаллизации металла. При наплавке на высокоуглеродистый сплав типа 320ГС2 износостойкого слоя из сплавов 200X20; 330X30СБМ, 400X23С2Г2, 420X20Б2Г2С2, 420X22НМ2Г2С2 и 370X20Б4М4Г2С2 использовалось три типа высоконикелевых электродов для формирования под-

слоя: 140Н87, 120Н89 и 08ГС. Наплавка износостойких сплавов производилась с предварительным подогревом в 400 °С и без него, а также в один и в два слоя. Указывается, что вне зависимости от технологии наплавки трещины были выявлены во всех образцах наплавленного металла, а результаты испытаний по определению прочности соединений (рис. 1.3.6), показывают, что наибольшее значение прочности на сдвиг наблюдается у образцов с никелевым подслоем.

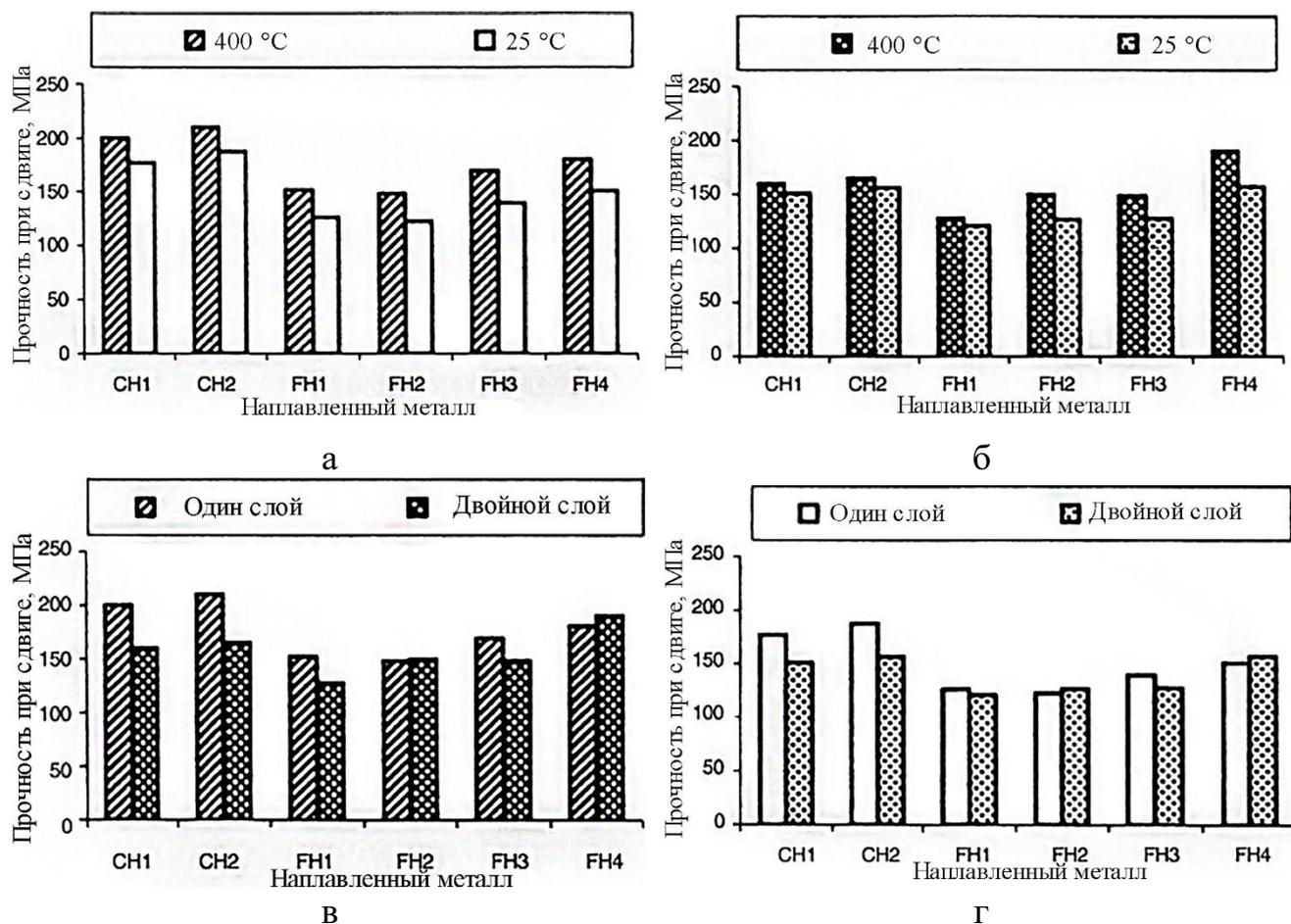


Рисунок 1.3.6 – Прочность соединения в наплавленной композиции: один слой износостойкого металла (а); два слоя износостойкого металла (б); подогрев 400 °С (в); без подогрева (г); (СН1 – 200Х20 + 140Н87; СН2 – 330Х30СБМ + 120Н89; FH1 – 400Х23С2Г2 без подслоя; FH2 – 420Х20Б2Г2С2 + 08ГС; FH3 – 420Х22НМ2Г2С2 без подслоя; FH4 – 370Х20Б4М4Г2С2 + 08ГС) [46].

Предотвращение восходящей диффузии углерода в первую очередь необходимо при сварке разнородных сталей с целью недопущения образования образований хрупких диффузионных прослоек, снижающих прочность соединения вдоль линии сплавления. Поэтому часто перед сваркой происходит облицовка

свариваемых кромок высоконикелевым сплавом, например – Inconel [47]. Однако, применение сплава Inconel 82 (X22Н72Г3Б2) может привести к диффузии углерода из-за большого содержания хрома в его составе. Поэтому предлагается предварительно наплавлять на сталь железно-никелевый сплав Н53Г.

Аналогичный сплав на никелевой основе в качестве подслоя перед облицовкой кромок применялся и в работе [48] с целью снижения образования прослоек по линии сплавления и снижения разницы в коэффициентах термического расширения.

В работе [49] описан ремонт детали из теплостойкого сплава с повышенным содержанием Cr и Ni (30X25Н40Г1). Для ремонта изготавливали V-образную канавку и заполняли ее высоконикелевыми материалами разных систем легирования, варьируя количеством проходов (рис. 1.3.7).

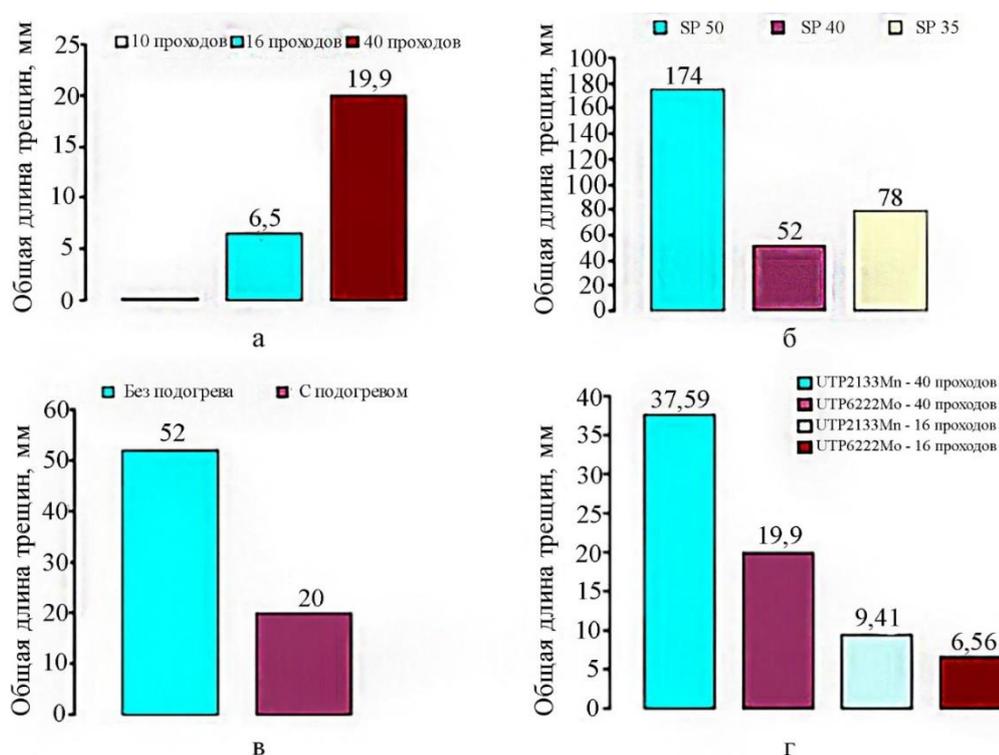


Рисунок 1.3.7 – Влияние количества проходов (а), типа основного металла (б), предварительного подогрева (в) и типа наплавочного материала на длину трещин (г), образованных в наплавленных образцах, (а, в, г – основной металл – сплав SP40 (03X24Н39ГС2); а, б, в – сварка выполнялась присадочным прутком UTP6222Mo (03X22Н63М9Б3Г),  $\varnothing$  2,5 мм. (SP50 – 04X26Н49В5ГС, SP40 – 03X24Н39ГС2, SP35 – 02X25Н35ГСБ, UTP2133Mn – 01X22Н33Г5Б) [46].

Во время наплавки образовывались трещины в основном металле, и их протяженность увеличивалась с увеличением количества проходов, изменением режима предварительного подогрева. Образование трещин связывают с низкой пластичностью основного металла, наличием карбидной сетки, блокирующей движение дислокаций, и высокими остаточными сварочными напряжениями. Применение подслоя из Fe-Ni сплава оказало положительное влияние на трещиностойкость основного металла. По мнению авторов, это связано с перераспределением термических напряжений, а также снижением их влияние на основной металл.

Из работы [50] следует, что при наплавке на сталь 9Cr-1 Mo (10X10M1БФ) сплава 40H78X12C3P2 в зоне термического влияния образуются хрупкие закалочные структуры, которые снижают возможность перераспределять напряжения в процессе термомеханического цикла наплавки, что приводит к образованию трещин в основном металле, которые проникают в наплавленный.

Для предотвращения образования трещин предложено использовать мягкий подслоя в виде никелевого сплава Inconel 625 (10X21H60M9). Применение подслоя позволило избежать формирования второй зоны термического влияния от наплавки износостойкого сплава в основном металле, т.к. зона термического влияния полностью находилась в буферном слое (рис. 1.3.8).

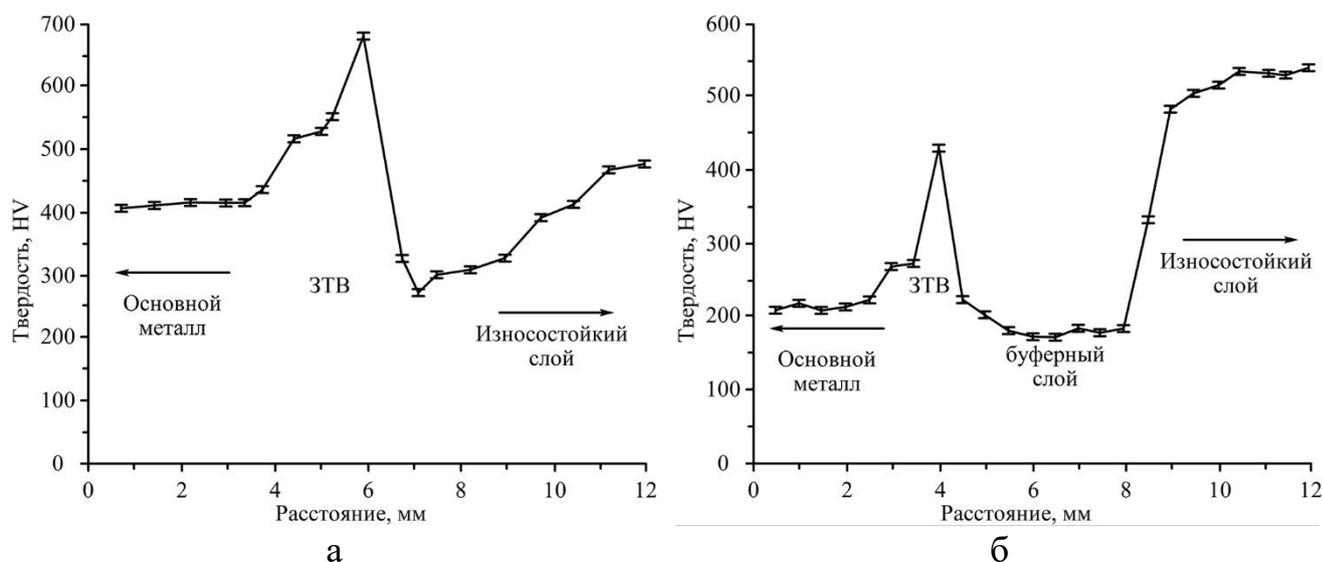


Рисунок 1.3.8. Распределение твердости в многослойном металле, наплавленном без подслоя (а) и с использованием подслоя (б) [50].

Резкий пик твердости в зоне сплавления основного металла и буферного слоя объясняется увеличенным содержанием никеля в зоне неполного расплавления основного металла, что снизило температуру точки  $A_{c1}$  и привело большей стабилизации аустенита. Это в свою очередь приводит к формированию мартенсита при дальнейшем охлаждении.

Можно предположить, что наплавленный никелевый сплав в силу своей пластичности мог способствовать перераспределению напряжений от термомеханического цикла наплавки, что снизило вероятность образования трещин. Различие же твердости в рабочем слое авторы поясняют большим количеством растворенного железа в износостойком сплаве, что не позволяет сформироваться более твердым упрочняющим фазам, в отличие от наплавки износостойкого слоя на никелевый подслоу, т.к. в этом случае химический состав износостойкого сплава практически не изменяется.

Сплавы на основе никеля применяют при лазерно-порошковой или плазменно-порошковой наплавке [51-53]. Особенно это касается наплавки высокотвердых покрытий с карбидным упрочнением [51] или наплавки на высокоуглеродистые сплавы, как в случае [52], где осуществлялась наплавка стали SS420 (20X13) на ковкий чугун (325C5XГК).

Еще одним примером применения никелевых сплавов в качестве буферных слоев следует отметить случаи наплавки медных сплавов на сталь [54, 55].

Применение аустенитных сварочных материалов на основе железа или никелевых сплавов для формирования буферных слоев часто может быть технически и экономически не оправдано. Поэтому получило распространение использование низкоуглеродистых и низколегированных сталей в качестве подслоев. Например, при восстановлении изношенного лемеха авторы работ [56, 57] предварительно наплавляли слой металла с использованием электрода Э-42А (УОНИ-13/45), формируя наплавленный металл типа стали 20, а затем наплавляли износостойкий слой электродом Э-320Х25С2ГР.

После наплавки износостойким электродом на низкоуглеродистый подслоу в рабочем слое образуются сжимающие остаточные напряжения, что способствует

изменению конечной эпюры остаточных напряжений и позволяет снизить их уровень. Также низкоуглеродистый металл выступает в качестве «демпфирующего» слоя.

### **1.3.2 Применение низкоуглеродистых и легированных сталей для наплавки подслоя**

Низколегированный подслоем в основном используется при восстановительной наплавке, например, перед наплавкой сталями X5MФ и X12MФ, применяемых для ремонта прокатных валков и роликов машин непрерывного литья заготовок [25]. Авторами работы для достижения наибольшей пластичности и стойкости подслоя против образования горячих и холодных трещин разработана наплавочная порошковая проволока ПП-Нп-26X1Г1С, обеспечивающая низколегированный металл, мас. %: 0,18-0,26 С;  $\leq 1,5$  Cr; 0,75-1,05 Mn; 0,55-0,75 Si; 0,020-0,058 PЗМ (Сe).

Для восстановления валков из стали 9X2MФ [58] в качестве износостойкого слоя использовали проволоку ПП-3X2В8Ф, а подслоем наплавляли проволокой Св-08, что, по мнению авторов, способствовало релаксации напряжений как после наплавки, так и во время эксплуатации наплавленного изделия.

При ремонте валов машин авторы [59] утверждают, чтобы успешно противостоять циклическим нагрузкам материал переходной зоны между основным металлом и поверхностным слоем должен обладать высокими значениями пластичности и прочности, а его структура способна упрочняться под действием нагрузок.

Идею о пластичности подслоя также выражают и в [60], где он используется при изготовлении лито-сварных конструкций (например, при приварке ребер жесткости к литой чаше шлаковоза). Авторы обращают внимание на повышенное значение вязкости материала подслоя, а также предлагают производить его наплавку в несколько слоев: первый служит для переплавки приповерхностных дефектов литья, а второй слой обеспечивает пластичность. В этом случае цель

формирования буферного слоя – не компенсировать различие в химическом составе свариваемых материалов, а за счет своей пластичности повысить предел выносливости конструкции в целом.

Также в качестве подслоя используется лента из стали 08кп при восстановлении станов горячей прокатки [61].

Для восстановления роликов машин непрерывного литья заготовок применена технология поочередной наплавки стали 15кп и 20Х4МФБ с целью торможения роста трещин в пластичных слоях и снижения уровня остаточных напряжений. В другой ремонтной технологии [62] роликов из стали 25Х2Г1Ф промежуточный слой наплавляли низкоуглеродистой хромистой жаростойкой проволокой ферритно-мартенситного класса. Авторы отмечают, что для предотвращения образования холодных трещин в восстанавливаемых роликах необходимо, чтобы эквивалент углерода не превышал 0,28 мас. %.

Указывается [27], что существует возможность применять сварочные проволоки Carbo F-300 и Carbo F-350 (Св-10Г2Х1С и Св-15Г2Х2С соответственно), как проволоки для восстановления геометрии рабочих органов различных машин или формирования подслоя для наплавки более твердого металла. Такое возможно за счет формирующейся в процессе наплавки перлитно-сорбитной структуры и высокой твердости 300-400 НВ наплавленного металла.

Использование буферного слоя может не только способствовать бездефектной наплавке, но и улучшить служебные характеристики износостойкого металла. В частности, авторы работы [63], исследуя износостойкость металла, наплавленного проволоками ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС с использованием подслоя, выполненного проволокой Св-08А и без него, проводили испытания наплавленных образцов на стойкость к трещинам от термической усталости путем нагрева поверхности образца газовым пламенем до 800 °С с последующим охлаждением в воде. После каждых 200 циклов поверхность образцов зашлифовывалась до отсутствия видимых трещин с целью оценки глубины их распространения. При наплавке в 4 слоя без использования подслоя оба образца показали более высокую твердость, чем при наплавке 2-х слоев рабочего металла и 2-х слоев под-

слоя. Проведенные испытания показали в 1,2-1,5 раза большую стойкость металла, наплавленного с подслоем, чем без подслоя (табл. 1.3.1). Авторы предполагают, что такой эффект возможен из-за более оптимального распределения остаточных напряжений в наплавленном металле. Также отмечено, что в результате циклической смены температуры произошло изменение структуры, но не было замечено диффузии основных легирующих элементов.

К обоснованию подслоя с точки зрения испытываемой нагрузки можно добавить исследование [3]. Утверждается, что валок для горячей прокатки сталей, работая в условиях циклического термосилового воздействия, испытывает бóльшие нагрузки связанные с повышенной температурой на глубине 6-8 мм металл валка подвергается в большей степени термической составляющей, а на глубине, где металл прогревается не более 200 °С в основном, он противостоит силовой составляющей. Поэтому при наплавке теплоустойчивых сталей следует применять подслоем из металла, обладающего большей пластичностью чем основной металл валка и его рабочий слой. Это доказывается в работе [64] тем, что образцы износостойкого сплава, наплавленные на сталь 40Х через низкоуглеродистый и низколегированный буферный слой, имели бóльшую циклическую выносливость, чем образцы без подслоя.

Таблица 1.3.1

Термическая стойкость наплавленных образцов [3].

Обозначение наплавленного металла	Количество наплавленных слоев	Количество циклов нагрев-охлаждение		
		До появления первых трещин	До развития трещин	До появления сетки трещин
25Х5ФМС (без подслоя)	2	69	114	175
25Х5ФМС (без подслоя)	4	66	104	170
25Х5ФМС + подслоем Св-08	2+2	72	123	186
25Х5ФМС + подслоем Св-08	2+4	86	130	200

Следует отметить, что при использовании проволоки Св-08А в качестве подслоя усталостная трещина зарождалась непосредственно в наплавленном металле, и в целом такой подслои имел ~ на 26 % меньшую циклическую стойкость, чем металл, наплавленный проволокой ПП-Нп-12Х1МФ [65]. Это объясняется структурой наплавленного металла – сорбитообразного феррита, вместо ферритной структуры при использовании проволоки Св-08А. Применение более легированной проволоки способствует снижению остаточных напряжений в 3 раза в рабочем металле против 2-кратного снижения при применении Св-08А.

Также отмечается необходимость учета формы линии сплавления между слоями при выборе технологии наплавки на детали, подвергающиеся циклическому термосиловому воздействию. Например, в [13] утверждается, что термическая стойкость у металла, наплавленного в защитных газах, выше по сравнению с металлом, наплавленного под флюсом (рис. 1.3.9), из-за меньшей глубины проплавления и более равномерной линией сплавления.

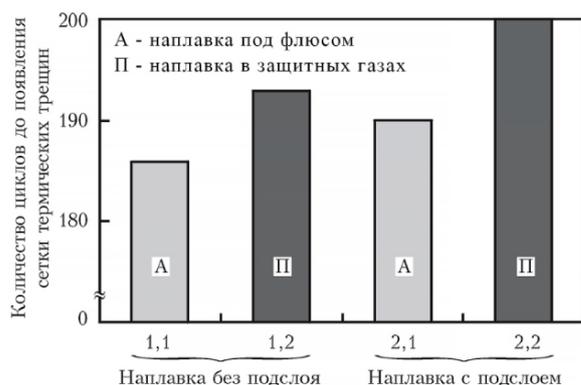


Рисунок 1.3.9 – Термическая стойкость образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС без подслоя и с использованием подслоя из Св-08А [13].

Следует заметить, что при наплавке подслоя проволокой Св-08А на реальные изделия, в частности трубопрокатные валки, существует необходимость термической обработки после наплавки каждого слоя, что повышает энергозатраты и себестоимость технологии. В [66] для наплавки подслоя предлагается использовать порошковую проволоку ВУФ-С (WA ltd.) с низким содержанием серы и фосфора (0,009 % Р, 0,005 % S), наплаваемую под флюсом WAF-325 (WA ltd.), что обеспечивает наплавленный металл типа 05Х1Г1С. Структура подслоя состоит из феррита с карбидами, с твердостью в наплавленном состоянии 24...27 HRC.

Влияние низколегированного подслоя типа 03Г2С на распределение остаточных напряжений изучали в [67] при наплавке стали 18Г1С на низколегированную вы-

сокопрочную сталь 70С6 (06ХН2ГМ). Показано, что наличие мягкого подслоя из-за изменения напряжений приводит к снижению вероятности образования холодных трещин. При этом наличие мягкого промежуточного слоя может снижать ширину области распределения остаточных напряжений, а может и повышать ее, но, не изменяя величины этих напряжений (рисунок 1.3.10).

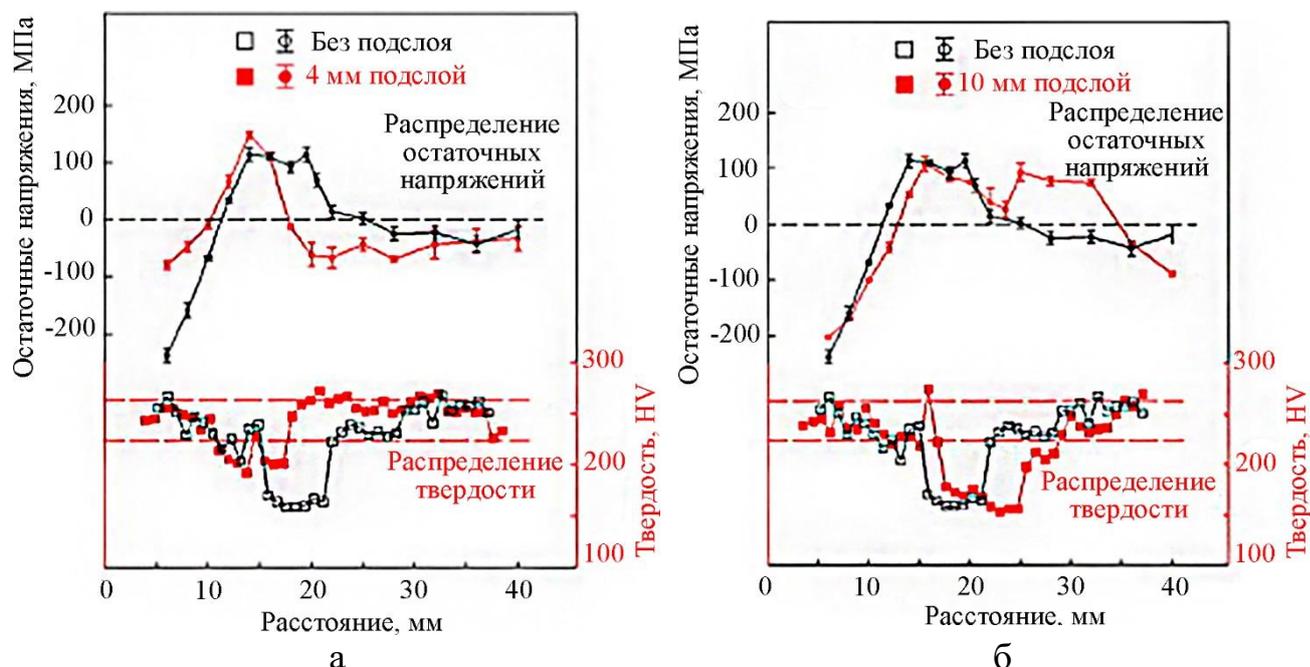


Рисунок 1.3.10 – Изменение остаточных напряжений и твердости при наплавке с использованием подслоя высотой 4 мм (а) и 10 мм (б) [67].

Помимо этого замечено, что наличие подслоя оказывает влияние на микроструктуру соединения, измельчая ее за счет рекристаллизации зоны крупного зерна в зоне термического влияния основного металла при последующих сварочных проходах [68]. Дополнительно указывается что наличие подслоя увеличивает предел прочности металла при циклическом нагружении [69].

Однако, также как и в [39] применение и низколегированной стали в качестве буферного слоя не позволяет избегать трещин в износостойком металле при его наплавке, что требует дополнительных мер по противодействию их образования.

Показано [70], что для износостойкой наплавки сплавом 30X5H2Г2М2Ф крупногабаритных валков ( $\varnothing 1170$  мм и длиной 1290) из стали 50X для формирования подслоя использовали низкоуглеродистую низколегированную проволоку типа 08ХГ1.

Для износостойкой наплавки бандажа валка для раскалывания сахара в пищевом производстве использовали подслою с ферритно-перлитной структурой [71]. Показано, что наибольшей стойкостью при динамических нагрузках при испытаниях по методу CTOD (критическое смещение раскрытия вершины трещины) обладает сталь 16Г (0,2115 мм), далее 12Х4НМ (0,1672 мм) и 12ХНМ (0,1238 мм). Следует отметить, что наплавку подслоя на сталь 45 производили с предварительным подогревом и последующей термической обработкой.

Формирование градиента механических свойств отмечается и в работе [72], в которой на сталь JXZG (35ГХНМ) наплавляли подслою JXHC1 (16Г1Х6Н2М2В1), а затем слой износостойкого металла JXHC2 (30Г2Х7Н1В4КДФ). Такая последовательность сплавов объясняется необходимостью плавного изменения механических свойств по высоте наплавленной композиции (рис. 1.3.11).

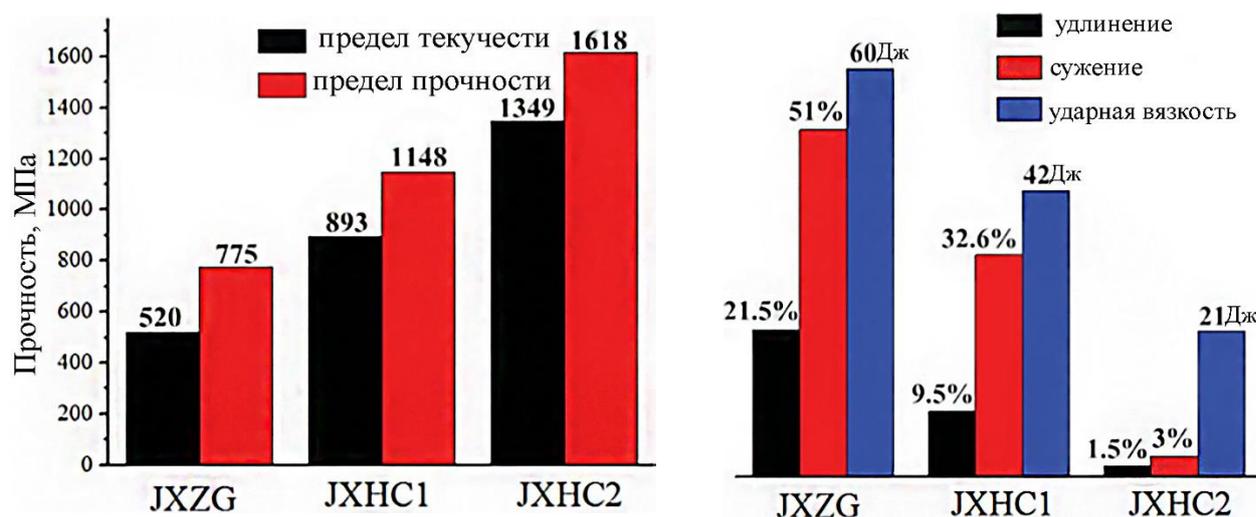


Рисунок 1.3.11 – Механические свойства основного металла JXZG (35ГХНМ), подслоя JXHC1 (16Г1Х6Н2М2В1) и износостойкого слоя JXHC2 (30Г2Х7Н1В4КДФ) [72].

Показано, что переходный слой способствовал образованию плавного градиента твердости в соединении (рис. 1.3.12). Дополнительно подслою снизил диффузию углерода между слоями, что предотвратило образование твердой и мягкой прослоек вблизи линии сплавления. Постепенный рост прочности соединения между слоями (рис. 1.3.13) имеет важное значение для предотвращения разрушения, вызванного различием в свойствах между разнородными материалами, что увеличивает надежность наплавленного изделия.

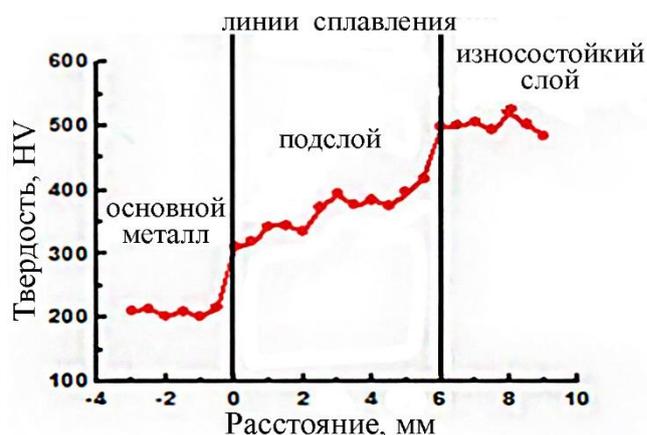


Рисунок 1.3.12 – Распределение твердости в образце в соединении JXZG (35ГХНМ), JXHC1 (16Г1Х6Н2М2В1), JXHC2 (30Г2Х7Н1В4КДФ) [72].

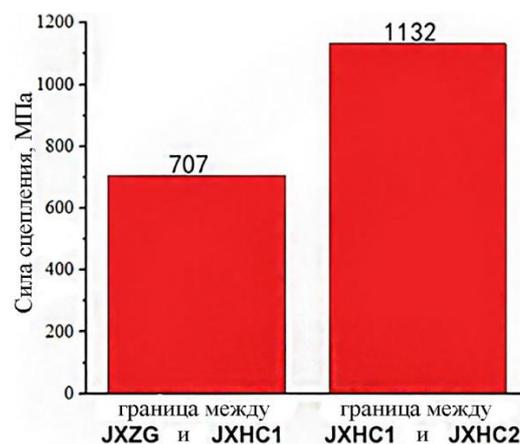


Рисунок 1.3.13 – Прочность соединения между основным металлом и подслоем, подслоем и износостойким слоем [72].

Для ремонтно-восстановительной наплавки трубопрошивной оправки, изготовленной из стали Н13 (4Х5МФ1С) были разработаны порошковые проволоки (табл. 1.2.3), обеспечивающие получение высокохромистого переходного и износостойкого наплавленного металла [73, 74]. Выбранный авторами подход для разработки подслоя основан на формировании структуры, обладающей высокой вязкостью и сопротивлением термическим трещинам. Это достигается за счет содержания хрома выше 13,4 мас.%, при котором в металле можно получить однофазную ферритную структуру, что предотвращает последующее образование мартенсита при охлаждении металла.

Таблица 1.3.2

Состав порошковых проволок для наплавки [73, 74]

Назначение	Раскислители		Легирующие компоненты		Железо
	Si – Mn	Cr	C, Mo, V, Ni		
Подслой	3~5	32~42	3~5		Остальное
Износостойкий слой	3~5	28~37	6~9		

Легирование марганцем и никелем в небольших количествах повышает устойчивость аустенита, что может привести образованию мартенсита в случае

непрерывного охлаждения с высокой скоростью, т.к.  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение не успевает протекать по диффузионному механизму. Легирование кремнием, ванадием и молибденом дополнительно способствует ферритизации металла, повышая его твердость, пластичность и сопротивление трещинам. Помимо феррита в структуре подслоя образуется нижний бейнит с выделениями карбидов (рис. 1.3.14). При этом износостойкий металл имел мартенситную-бейнитную структуру с включениями карбидов и остаточным аустенитом [74].

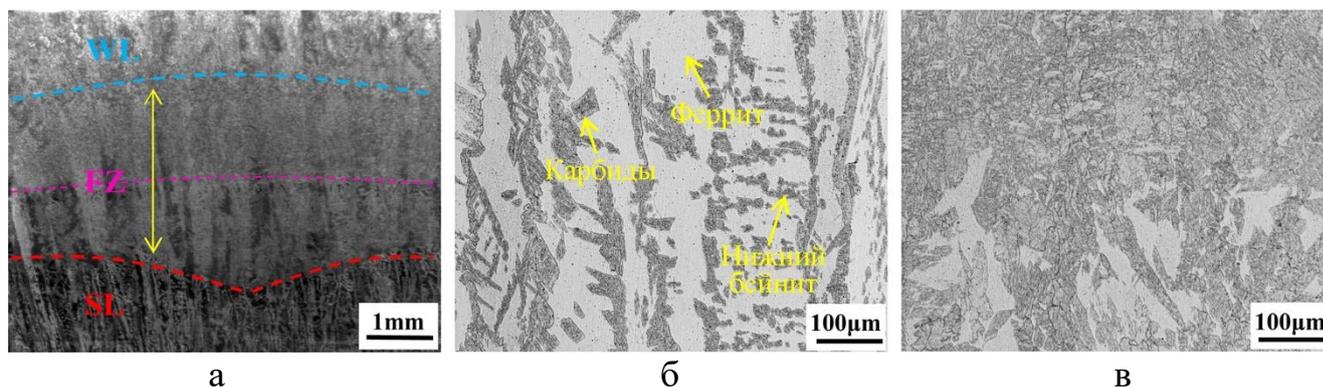


Рисунок 1.3.14 – Макроструктура наплавленной композиции (а), структура подслоя (SL) (б) и зоны сплавления (FZ) (в) [74].

Для сравнения работоспособности низколегированной стали (10Г1МС) и никеля в качестве буферного слоя в [75] имитировали ремонтную наплавку на сталь 35NiCrMo123 (40X1Н3МФД) сплавами 30ХМ и 10Х3М3Т. Наплавка производилась в подготовленную разделку неплавящимся электродом с предварительным подогревом основного металла до 310 °С и с последующим отпуском при 600 °С.

Результаты испытаний на ударную вязкость показывают, что образцы, наплавленные с подслоем, имеют трехкратное ее превышение: 21 Дж (2 слоя 10Г1МС + 3 слоя 10Х3М3Т), 28 Дж (3 слоя 10Г1МС + 2 слоя 10Х3М3Т) и 32 Дж (2 слоя никеля + 3 слоя 10Х3М3Т) по сравнению с металлом, наплавленным без подслоя – 10 Дж (5 слоев 10Х3М3Т). Очевидно, что никелевый подслоя является «разделительной полосой», которая препятствует диффузии углерода из основного металла и легирующих элементов из присадочного и уменьшает уровень остаточных напряжений. Можно предположить, сказанное является актуальным и для подслоя, выполненного из 10Г1МС, поскольку достаточно пластичный подслоя

выдерживает тепловую деформацию и уменьшает остаточные напряжения, образующиеся при наплавке.

Однако, металл 30ХМ, наплавленный без подслоя, хотя и демонстрирует наибольшую ударную вязкость (52 Дж) из-за формирования ферритно-бейнитной структуры, но показывает наихудшую износостойкость при сухом трении по сравнению с образцами, выполненными с подслоем (рис. 1.3.15, а). Испытанные на трение образцы показывают примерно одинаковую износостойкость, несмотря на большую разницу в твердости (рис. 1.3.15, б), что может объясняться большим вкладом в износостойкость ударной вязкости металла.

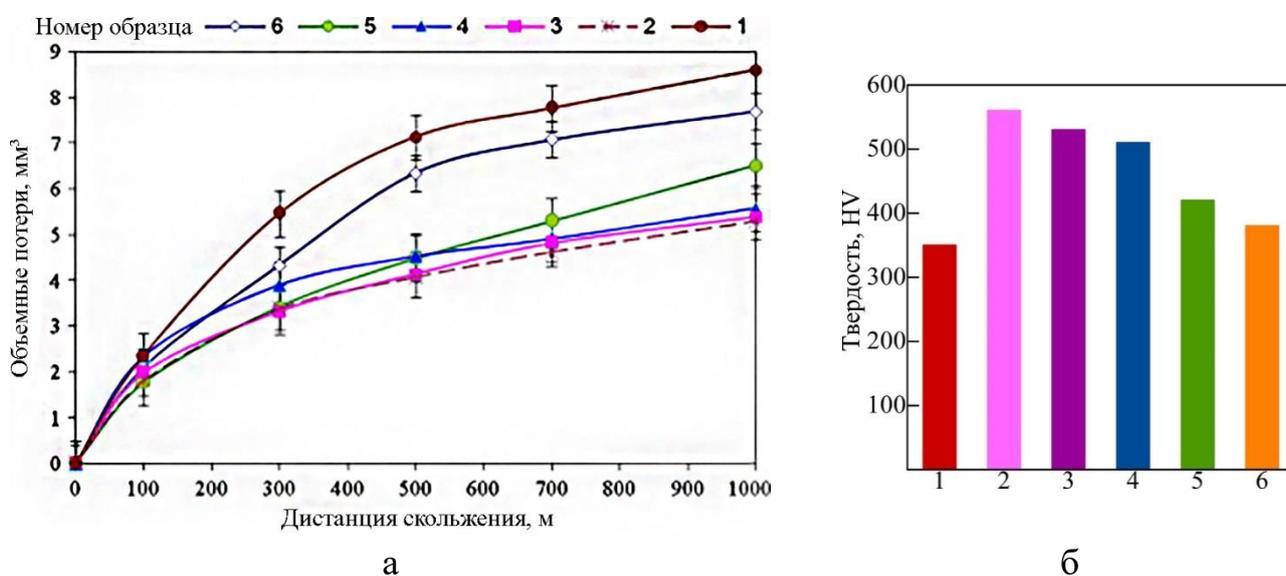


Рисунок 1.3.15 – Зависимость массовых потерь от дистанции трения (а) и твердость (б) металла, наплавленного по различным технологически вариантам [75]: 1 – 30ХМ без подслоя; 2 – 10Х3М3Т без подслоя; 3 – 2 прохода 10Г1МС + 3 прохода 10Х3М3Т; 4 – 3 прохода 10Г1МС + 2 прохода 10Х3М3Т; 5 – 2 прохода Ni + 3 прохода 10Х3М3Т; 6 – основной металл 40Х1Н3МФД.

Повышение значения ударной вязкости более чем в 2 раза (по сравнению с наплавкой без подслоя) при использовании низколегированного подслоя Filtub 12В (05Г1) также отмечается в [76] при наплавке на сталь 50 проволокой Filtub dur 12.

Показано, что при лазерно-порошковой наплавке [77] на сталь SCM420 (20Х1ГС) износостойкого сплава AISI M2 (80Х4М5В6Ф) использование низколегированного подслоя AISI P21 (20Н4Ю1) позволяет отказаться от подогрева ос-

нового металла перед наплавкой. Дополнительно наличие подслоя способствует увеличению прочности композита при растяжении вдоль линии сплавления (рис. 1.3.16, а) и увеличению ударной вязкости (рис. 1.3.16, б) при надрезе на поверхности наплавленного металла.

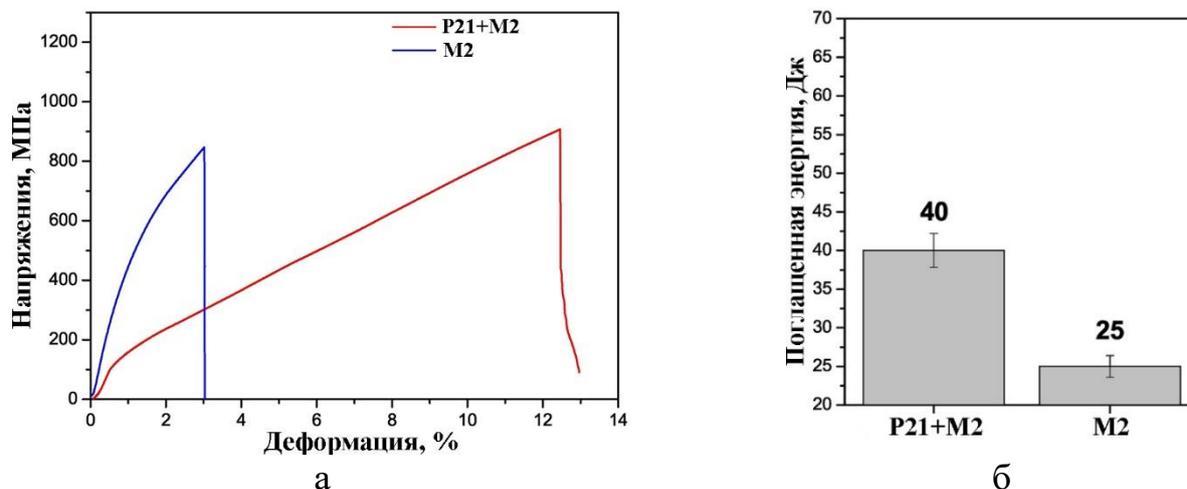


Рисунок 1.3.16 – Инженерные кривые напряжение-деформация образцов (а) и поглощенная энергия удара (б): науглероженный основной металл SCM420 (20X1ГC), наплавленные композиты AISI P21 (20H4Ю1) + AISI M2 (80X4M5B6Ф) и AISI M2 (80X4M5B6Ф) [77].

Однако, несмотря на положительные стороны применения буферных слоев, необходимо учитывать некоторые случаи, когда применение их может снизить износостойкость. Показано [78], что при использовании подслоя 07Г1 твердость износостойкого слоя (45X5Г1М) может быть ниже, чем без его использования. Это связывают с тем, что при наплавке на сталь JIS-S50C (сталь 50) без буферного слоя в износостойком металле образуется больше твердых структур (карбидов), что влияет на износостойкость сплава: в случае отсутствия подслоя потеря массы образца меньше чем в образце с подслоем.

На основе вышесказанного уже можно сформировать некоторые требования к сплаву (или группе сплавов), которые могут использоваться в качестве подслоя слоя перед наплавкой износостойкого сплава на металлургический инструмент, в частности на трубопрошивные оправки:

1. Обеспечение предела текучести не менее предела текучести износостойкого сплава, что обуславливает способность подслоя сопротивляться напряжениям сжатия и растяжения при циклическом силовом нагружении.

2. Обеспечение достаточно высокой пластичности, что позволит эффективно воспринять и погасить напряжения, возникающие в износостойком металле, что предотвратит образование трещин.

3. Обладание средним между основным металлом и износостойким сплавом коэффициента термического расширения.

4. Наличие достаточного количества легирующих элементов, чтобы предотвратить восходящую диффузию по границам сплавления и формирования на этих границ хрупких прослоек.

5. Содержание легирующих элементов должно быть минимальным с целью достижения минимальной стоимости материала.

## **1.4 Особенности легирования и перспективы применения сталей со структурой бейнита в качестве металла подслоя**

### **1.4.1 Современные представления об образовании бейнитной структуры**

Опираясь на сформулированные требования, предъявляемые к металлу подслоя, можно полагать, что наиболее перспективным материалом в качестве буферного слоя является низкоуглеродистая низколегированная сталь со структурой бейнита. Металл с такой структурой может сочетать в себе высокую прочность с сохранением достаточно высокой пластичности, что достигается комплексным легированием и микролегирования  $\alpha$ -твердого раствора. Малое количество легирующих компонентов определяют относительно высокую теплопроводность по сравнению, например, со сталью типа 12X18H10.

Механизм формирования бейнита в структуре может быть следующим: при охлаждении стали в аустените происходит диффузионное перераспределение углерода с образованием обедненных и обогащенных им участков. Такая концен-

традиционная неоднородность приводит к возникновению напряжений, и вследствие нахождения точки мартенситного превращения для обедненных участков углерода ниже точки изотермической выдержки происходит  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение по мартенситному типу [79, 80]. Хотя выделяется и альтернативная схема образования бейнита, заключающаяся в том, что рост бейнита происходит за счет диффузионного роста кристаллов  $\alpha$ -фазы из двухфазной области диаграммы Fe-C, в которой существует и  $\alpha$ -фаза и  $\gamma$ -фаза, но ниже линии эвтектоида [80].

Бейнитное превращение является промежуточным, т.к. происходит и диффузионные, и бездиффузионные процессы превращения, а итоговая структура, как показал Смирнов А.М., представляет собой сложную смесь фаз, в основе которых лежит  $\alpha$ -твердый раствор [81].

В последние десятилетия отечественные металлурги – специалисты в области комплексного упрочнения сталей (акад. Счастливцев В.М., Смирнов А.М., Пышминцев И.Ю.) и ведущие зарубежные исследователи (Bhadeshia H.K.D.H., Caballero F.G.) классифицировали следующие типичные составляющие структуры бейнита: гранулярный или зернистый бейнит, верхний бейнит, нижний бейнит, мартенсито-аустенитные составляющие (M/AC), перлит и иные фазы, например мелкодисперсные карбиды [81-85].

Зернистый (глобулярный [81]) бейнит является микроструктурой, состоящей из феррита неправильной формы с вторичными фазами, распределенными между зернами феррита (рис. 1.4.1).

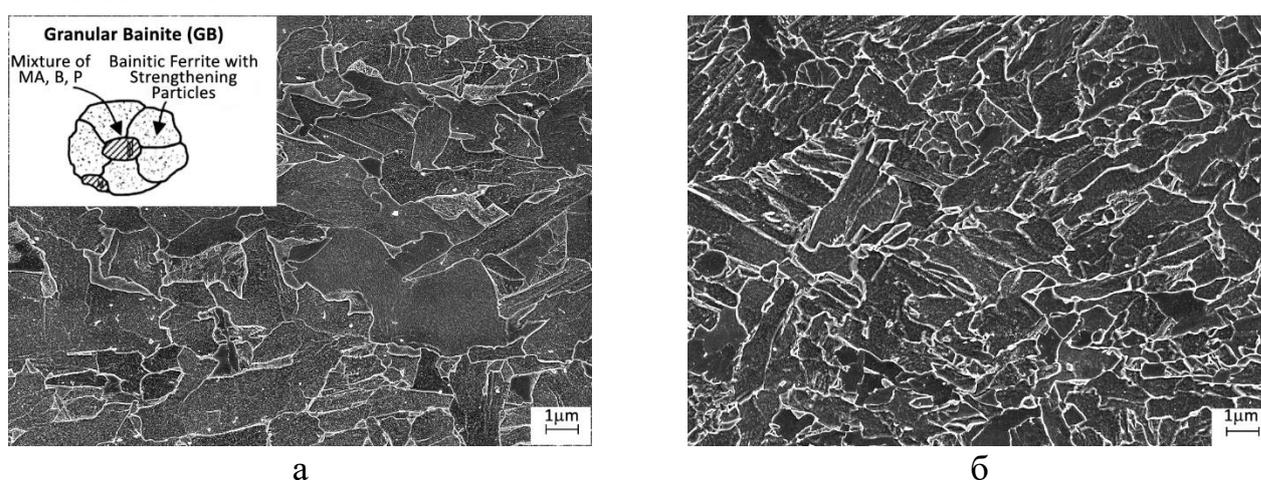


Рисунок 1.4.1 – Зернистый бейнит в стали X100 с содержанием углерода 0,06 мас.% (а) и легированной бором стали X120 с содержанием углерода 0,045 мас.% (б) [83].

Зерна феррита имеют неровные границы и часто демонстрируют следы травления дислоцированной субструктуры [83]. В то же время Смирновым М.А. отмечается, что в зернистом бейните кристаллы  $\alpha$ -фазы разделяются малоугловыми границами (границы зерен, угол разориентации которых менее  $15^\circ$  [86]) [81], хотя в работе [83] указывается, что малоугловыми границами обладает преимущественно верхний бейнит (рис. 1.4.2).

Образование глобулярного бейнита, согласно [81, 82, 87, 88], происходит в ходе непрерывного охлаждения в верхней области температур превращения.

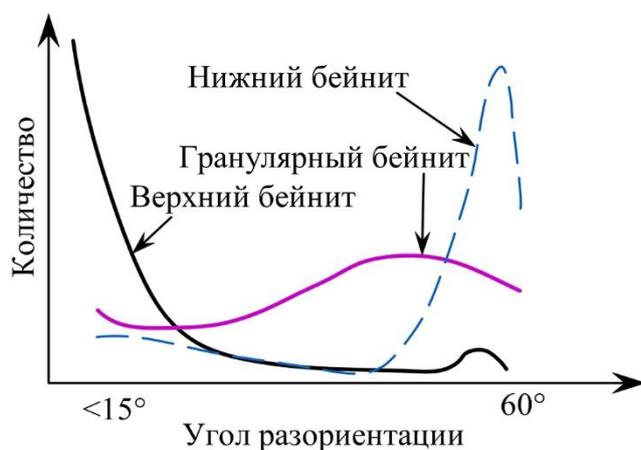


Рисунок 1.4.2 – Распределение углов разориентации в различных типах структур бейнита при его микрофракционном анализе [83].

Верхний бейнит обладает формой решетчатого феррита из-за того, что он является продуктом более низкой температуры превращения по сравнению с зернистым бейнитом (рис. 1.4.3, а). Микроструктура верхнего бейнита состоит из удлиненных реек, упорядоченных в пакеты с распределенным по границам реек цементитом. Отмечается высокая плотность дислокаций внутри рейки, но без образования четкой субструктуры [83].

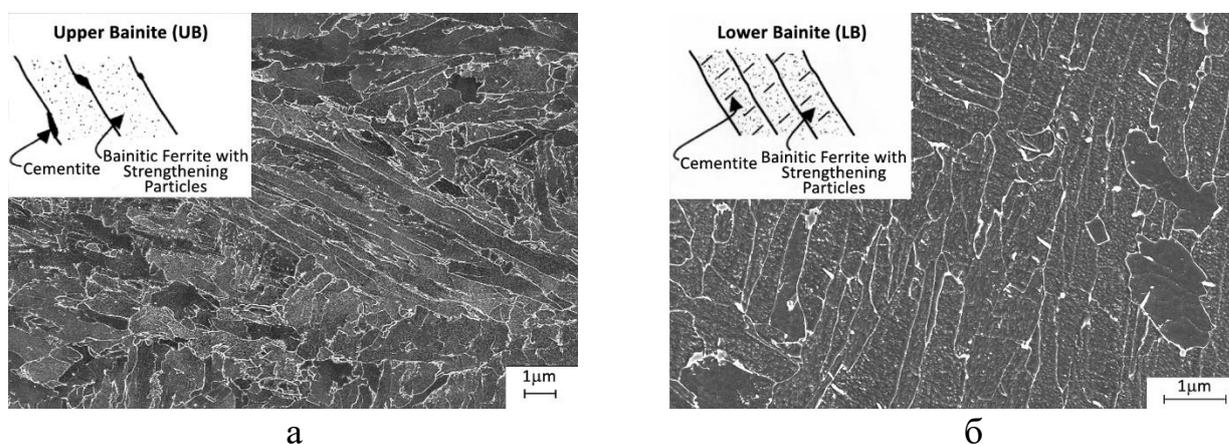


Рисунок 1.4.3 – Структуры верхнего (а) и нижнего бейнита (б) [83].

Нижний бейнит, образующийся в низкоуглеродистых сталях, также имеет речную морфологию феррита. В этом отношении низкоуглеродистый нижний бейнит похож на верхний бейнит. Существенная разница между верхним и нижним бейнитом заключается в выпадении карбидов. Для нижнего бейнита характерно образование цементита внутри ферритовых реек (рис. 1.4.3, б) [83].

При содержании в стали кобальта, кремния или алюминия нижний бейнит может стать бескарбидным вследствие увеличения предела растворимости цементита в аустените [79]. В случае если карбидообразование будет подавлено, то возможно формирование бескарбидного бейнита, связанное с тем, что весь углерод остается в остаточном аустените, стабилизируя его. Так как предел растворимости углерода в  $\alpha$ -железе мал, то карбиды не могут образоваться. При этом формирование бескарбидного верхнего бейнита вполне возможно, если превращение происходило в верхней области температур бейнитного превращения, а остаточный аустенит был достаточно стабилен. Формирование бескарбидного бейнита возможно при отпуске (или изотермической выдержки в области бейнитного превращения) закаленной стали [89].

Мартенситно-аустенитные составляющие (М/АС) являются наиболее распространенной особенностью гранулированного бейнита. М/АС-фазы образуют небольшие островки, распределенные между ферритными зернами (рис. 1.4.4).

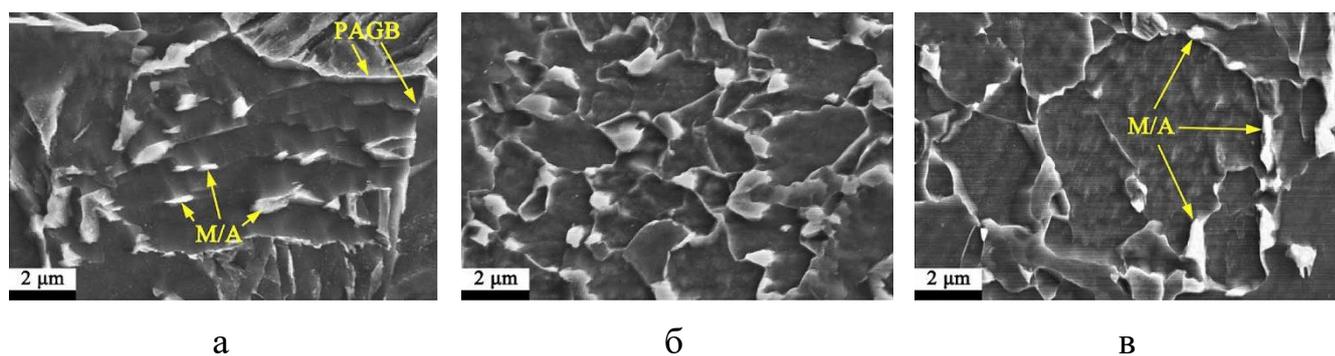


Рисунок 1.4.4 – Форма и характер расположения М/АС-фазы в структуре низколегированных сталей бейнитного класса [88]

Также отмечается, что существование области сосредоточения мартенситно-аустенитной составляющей может инициировать образование и развитие трещины, вследствие высокой концентрации напряжений [86].

Мартенситные звенья, упорядоченные в более крупные блоки, разделены слоями остаточного аустенита [83]. На рисунке 1.4.5а показано характерное неоднородное строение М/АС, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Неоднородность строения заключается в чередовании блоков мартениста и остаточного аустенита, являющейся следствием самого механизма образования М/АС. Так согласно [90] при относительно малой скорости охлаждения ( $7^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ) (рис. 1.4.5б) в зерне аустенита образуются науглероженные и обезуглероженные зоны вследствие снижения температуры и диффузионного перераспределения углерода, который активно переходит в остаточный аустенит, повышая его стабильность.

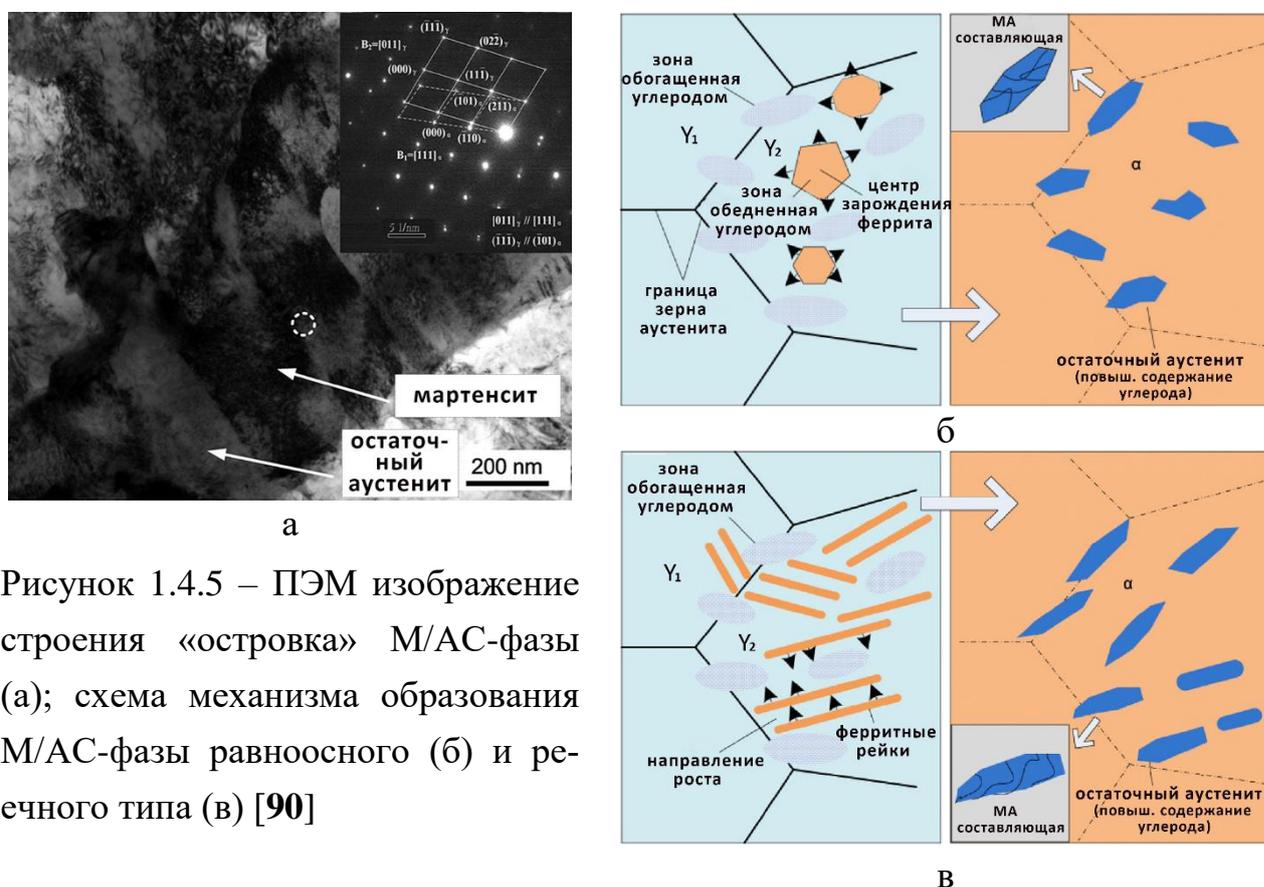


Рисунок 1.4.5 – ПЭМ изображение строения «островка» М/АС-фазы (а); схема механизма образования М/АС-фазы равноосного (б) и ре-  
ечного типа (в) [90]

В это время из обезуглероженных зон растут равноосные зерна бейнитного феррита. По мере роста эти зерна образуют матрицу, с дальнейшим измельчением остаточного аустенита и «запиранием» его в узлах между зернами. Однако, внутри микрообъемов такого аустенита происходит дальнейшее перераспределение углерода, что формирует уже в «островке» М/АС науглероженные и обезуглеро-

женные зоны. Вследствие повышенного содержания углерода в М/АС-фазе в ней формируются микроучастки мартенсита и аустенита «связанные» между собой. При повышенных скоростях охлаждения ( $26\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ) (рис. 1.4.5в) механизм образования М/АС-фазы отличается тем, что ухудшаются условия диффузии углерода, и альфа-фаза не может отводить углерод во все стороны. По этой причине фронт отведения углерода становится узким, что ведет к образованию и росту реек вместо равноосных зерен, и углерод скапливается уже между рейками. При столкновении реек с препятствием (например скопление дислокаций, граница первичного аустенитного зерна, другая рейка) науглероженный аустенит запирается между бейнитным ферритом и принимает форму стержня либо рейки. При дальнейшем охлаждении этот аустенит снова распадается на мартенсит и аустенит по такому же механизму, образуя не «островок» М/АС-фазы, а рейку.

Появление остаточного аустенита вызвано тем, что при температурах бейнитного превращения диффузия углерода все еще возможна, а сама структура металла представляет собой смесь аустенита и бейнита, что делает возможным дополнительное обогащение остаточного аустенита углеродом. Это приводит к тому, что стабилизированный углеродом аустенит может содержать в себе последнего намного больше, чем общее содержание углерода в стали. Если сталь содержит дополнительно кремний и алюминий, являющимися элементами, активно подавляющими образование карбидов, препятствуя перераспределению углерода, формирование остаточного аустенита облегчается [79, 89].

Еще одной часто присутствующей вторичной фазой в бейните следует выделить вырожденный перлит, представляющий собой участки структуры, в которых чередование пластин цементита и феррита не обладает четкой последовательностью. Пластинки цементита могут иметь различную толщину и форму (рис. 1.4.6) [81, 83]. В случае превращения остаточного аустенита в мартенсит возможно образование из одного участка аустенита, как и М/АС-фазы, так и перлита (рис. 1.4.6, б) [81].

В структуре стали можно наблюдать не только смесь бейнита и его вторичных фаз, но и наличие двух типов бейнита одновременно [91]. Такой факт связан

с тем, что образование верхнего и нижнего бейнита может происходить при одной температуре.

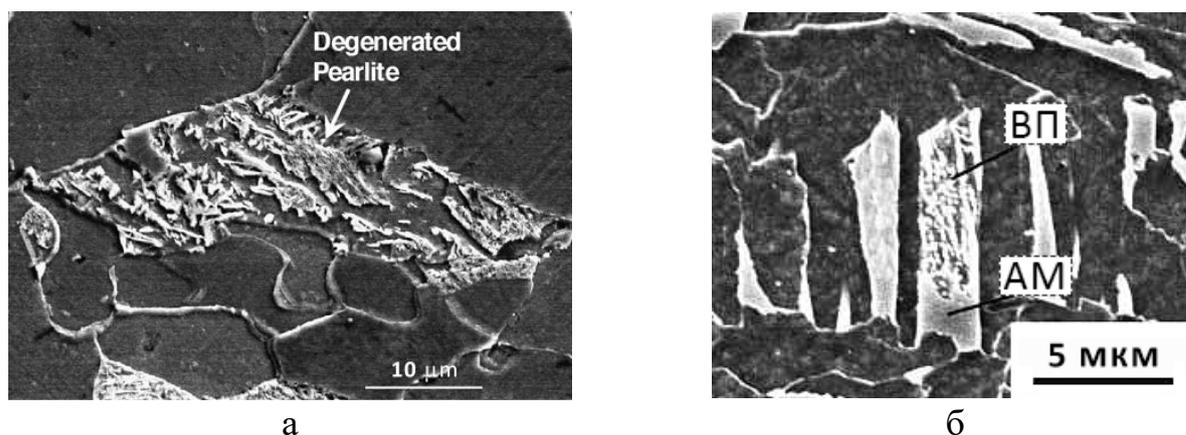


Рисунок 1.4.6 – Вырожденный перлит (а) [92] и М/АС-фаза, образованная вблизи островка вырожденного перлита (б) [81]

Формирование структуры бейнита в сталях может происходить различными способами. В производстве сталей такую структуру получают путем термомеханической обработки или в процессе контролируемой прокатки, в которой сочетаются высокие удельные давления деформации и изотермическая выдержка при температурах образования бейнита [93]. Также в зависимости от режимов обработки ту или иную структуру бейнита возможно получить с применением различных легирующих компонентов [79, 80, 94].

Специфика влияния наплавки на формирование бейнитной структуры связана с выполнением наплавленного металла в несколько слоев, вследствие чего на нижележащие слои металла оказывается термическое воздействие от новых проходов, что оказывает влияние на микроструктуру нижележащих слоев. Показано [95], что при наплавке проволокой 20Г2НХСМ (микролегированной титаном, ниобием и ванадием) на сталь 04Г2МС (категория прочности Х80) структура нижележащих слоев наплавленного металла состояла в основном из зернистого бейнита с некоторым количеством реечного бейнита (в случае лазерной наплавки) и квазиполигонального феррита (при дуговой наплавке).

Эта незначительная разница в структурах обусловлена различием в уровнях тепловложения лазерной и дуговой наплавки и оказала заметное влияние на свой-

ства наплавленного металла. Средняя твердость металла нижних слоев, наплавленных с помощью лазера, составила 317 HV, при  $\sigma_B = 880$  МПа и относительным удлинением 10,5 %. Твердость металла, наплавленного электродуговым способом, составила ~270 HV при  $\sigma_B = 719$  МПа и относительным удлинением 10 %.

Как изменение способа наплавки, так и изменение ее погонной энергии обуславливает различие в скорости охлаждения металла зоны термического влияния [96]. Если при скорости охлаждения ( $v_{охл}$ ) 5-10 °C/с ( $q_{п} = 60$  кДж/см) в ЗТВ стали 06ХГСНМБФТ наблюдается ферритно-бейнитная структура, то при  $v_{охл} = 15-20$  °C/с ( $q_{п} = 35$  кДж/см) в структуре преобладает бейнит с гранулярной и речной морфологией. При снижении погонной энергии дуговой сварки с 15,19 кДж/см до 5,46 кДж/см бейнитно-ферритная структура (с 65 об.% верхнего бейнита) сварного шва, полученного на стали 14Н2ГХ1ФМС преобразовывалась в бейнитно-мартенситную со снижением доли верхнего бейнита на 20 об.% [97].

Исследуя изменение структуры сталей 20Х2НМч в околошовной зоне под воздействием термомеханических циклов электродуговой сварки, авторы [98] установили, что область образования бейнитных структур зернистой морфологии смещена в направлении скоростей охлаждения 1,6-8,5 °C/с. В качестве факторов, повышающих вероятность уверенного формирования бейнитной структуры, указывается необходимость ограничения содержания углерода до 0,20-0,25 мас.% и сокращение времени пребывания металла околошовной зоны при температурах выше 1100 °C, что рекомендуется осуществлять варьированием погонной энергии.

Взаимное влияние скорости охлаждения и микролегирования даже в сталях близких систем легирования и классов прочности способно повлиять на вязкопластические свойства. Так увеличение скорости охлаждения способствует росту ударной вязкости стали 06ГАЮАФА и снижению температуры вязко-хрупкого перехода, а для стали 06Г1ЮАБА увеличение значения ударной вязкости наблюдается при уменьшении скорости охлаждения (рис. 1.4.7) [99].

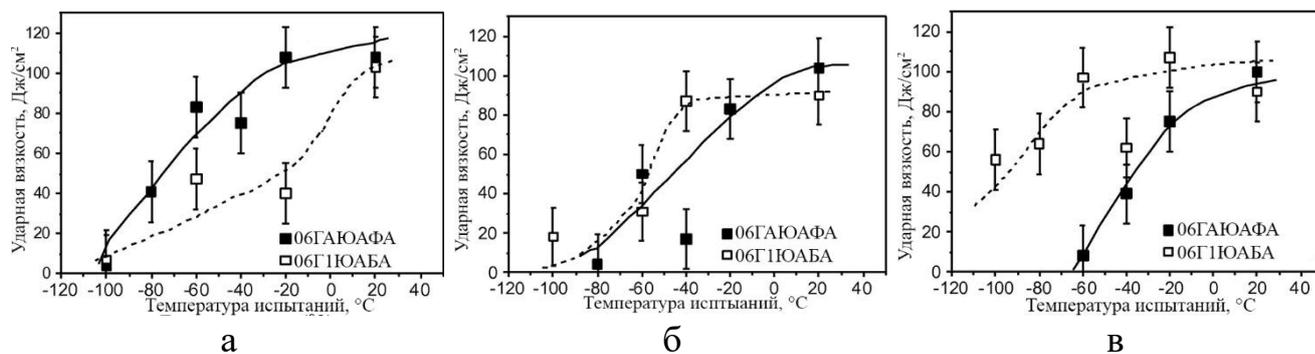


Рисунок 1.4.7 – Ударная вязкость металла зоны термического влияния, охлажденной со скоростями: 30 °С/с (а), 15 °С/с (б) и 7,5 °С/с (в) [99].

#### 1.4.2 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства бейнитных сталей

Бейнит, как и любая другая неравновесная структура, чувствительна к повторным нагревам, характерным для условий многослойной наплавки.

Большинство исследователей и разработчиков сталей бейнитного класса предлагают разделять легирующие элементы на несколько групп. К основным легирующим элементам относят углерод, марганец, кремний, а к дополнительным – хром, никель, молибден. Среди элементов, вводимых в микродобавках, чаще выделяют ниобий, титан, цирконий и редкоземельные металлы. Работа [100] позволяет дать некоторое представление о влиянии легирующих элементов на структуру бейнита в наплавленном металле.

Влияние углерода на формирование бейнитных составляющих в наплавленном металле неоднозначно: с одной стороны, некоторое увеличение его содержания с 0,03 мас.% до 0,11 мас.% способствует образованию нижнего бейнита с некоторым улучшением предела текучести и ударной вязкости, но имеет место и увеличение содержания мартенсита и непосредственно бейнита, перешедших из ацикулярного феррита. Это происходит из-за того, что, стабилизируя аустенит, углерод снижает температуру его превращения. Так, например, Чепрасов Д.П. показал возможность снижения температуры начала бейнитного превращения с 600 °С до 450 °С при повышении содержания углерода от 0,05 до 0,25 мас.% в условиях непрерывного охлаждения стали 05..45X2НМч [98]. В свою очередь сниже-

ние температуры приводит к подавлению диффузионного и развитию сдвигового механизма распада аустенита в бейнитной области с формированием бейнита зернистой морфологии [101].

Повышенное содержание углерода также способствует сегрегации марганца и никеля к границам аустенитного зерна, что также обуславливает формирование мартенсита. В связи с этим содержание углерода в наплавленном металле бейнитного класса рекомендовано ограничивать 0,15 мас.% [100].

Кремний является одним из основных элементов, который приводит к формированию непосредственно бейнита в наплавленном металле, он также способствует снижению содержания в структуре хрупкого цементита и увеличению остаточного аустенита. Также кремний упрочняет твердый раствор, что приводит к увеличению прочности, но, чрезмерное повышение содержания кремния опасно резким снижением пластичности и повышением температуры вязко-хрупкого перехода [89, 100]. В этой же работе отмечается, что с увеличением содержания марганца в наплавленном металле резко снижается его ударная вязкость. Это связано с тем, что при 2 %-ом содержании марганца и при совместном 7 %-ом содержании никеля наблюдается их сегрегация к границам зерна, что способствует образованию мартенсита в междендритных областях и формированию смеси верхнего и обычного бейнита (conventional bainite) в центре зерна.

Марганец способствует резкому снижению температуры бейнитного и мартенситного превращений и практически уравнивает их, что приводит к формированию крупного сращенного бейнита (coarse coalesced bainite) [100]. В [102] указывается, что марганец способен снижать вязкость бейнита, однако, содержание марганца должно превышать 1,5 мас.% для заметного влияния на вязкость сплава. В целом, марганец, являясь аустенизатором, также, как и медь с никелем способствует формированию структур, содержащих бейнит в широком диапазоне температур и скоростей охлаждения при непрерывном процессе охлаждения [88]. Легирование марганцем увеличивает долю игольчатого феррита, перераспределяя полигональный феррит [103].

Хром эффективно повышает прочность металла бейнитного класса, прирост прочности на каждые 0,1 мас.% составляет около 10 МПа (в рамках системы легирования С-Mn) [100]. Несмотря на слабое влияние на температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, хром активно подавляет образования граничного доэвтектоидного феррита в нестационарных условиях, препятствуя диффузии атомов углерода и задерживая температуру ферритного перехода. С дальнейшим увеличением содержания хрома в металле шва до 0,5 мас.% в структуре полностью отсутствует доэвтектоидный феррит и формируется зернистый бейнит с распределенными М/АС-фазами, что положительно сказывается на свойствах сплава. При содержании хрома до 1,2 мас.% М/АС-фаза все еще мелкая и равномерно распределена в структуре металла, что позволяет достигать предела текучести около 800 МПа, прочности 900 МПа и относительного удлинения около 19 %. При увеличении содержания хрома свыше 1,2 мас.% происходит резкое увеличение доли М/АС составляющей в структуре, что приводит к охрупчиванию и возможному развитию трещин в наплавленном металле.

Дополнительно повышение ударной вязкости наблюдалось при содержании марганца ~ 1,2 мас.% с дополнительным легированием хромом до 0,9 мас.% за счет образования измельченного ацикулярного феррита и существованию равномерно распределенной М/АС-фазы [100]. Из вышесказанного следует, что хром является необходимым элементом в сталях на бейнитной основе. Однако, из-за того, что хром повышает склонность металла к формированию М/АС-фазы, переизбыток которой резко снижает вязкопластические свойства материала, содержание хрома должно быть ограничено.

Стоит отметить, что хром может изменять характер кристаллизации наплавленного металла бейнитного класса, что определяет его механические свойства [104]. При содержании хрома ~ 0,3 мас.% наблюдается явление «автокаталитической кристаллизации<sup>1</sup>», ее наличие «приводит к значительному измельчению структуры металла и повышению доли большеугловых границ зерен. С повыше-

---

<sup>1</sup>Под «автокаталитической кристаллизацией» авторы подразумевают зарождение феррито-бейнитных реек не только на границах прежнего зерна аустенита, но и ранее образованных феррито-бейнитных рейках.

нием содержания хрома до 1 мас.% кристаллизация происходит по классической схеме от границы первичного аустенита с дальнейшим направленным ростом кристаллитов, который останавливается или другой границей зерна первичного аустенита или встречно направленным кристаллитом. Такое поведение металла при кристаллизации связано с тем, что хром увеличивает движущую силу кристаллизации, повышая переохлаждение металла, что приводит к снижению выбора типа кристаллизации для каждого вновь образованного элемента структуры.

Одним из элементов, который способствует формированию бейнита, является никель. Отмечено [100], что никель видоизменяет форму бейнита. Нижний бейнит и речный мартенсит формируются при легировании металла бейнитного класса никелем из-за подавления последней трансформации переохлажденного аустенита в зернистый бейнит. Однако, увеличение содержания никеля с 4 до 9 мас.% приводит к снижению ударной вязкости при минимальном изменении механических свойств [105]. Такой эффект связан с подавлением «автокаталитической кристаллизации» и формированием однонаправленных кристаллитов, расту-

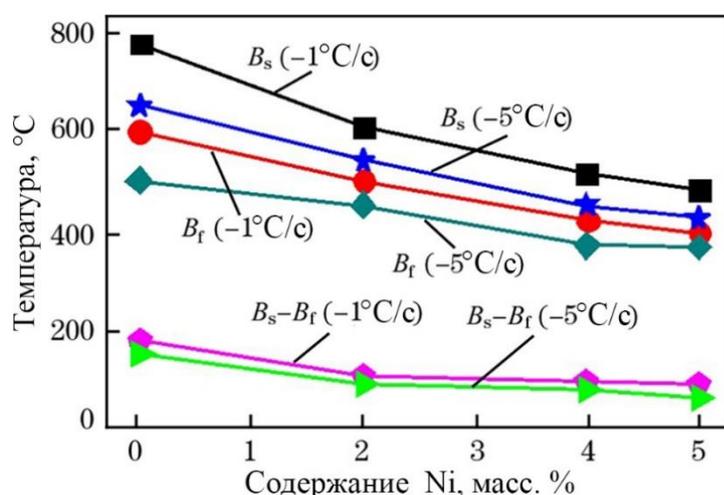


Рисунок 1.4.8 – Изменение начала, конца бейнитного превращения и разницы между ними ( $B_s$ ,  $B_f$ ,  $B_s - B_f$ ) в зависимости от содержания никеля [106].

более высоких температурах, чем при  $w_{охл} = 5 \text{ °C/c}$  [106].

тущих преимущественно от границ первичного аустенитного зерна.

Одной из особенностей влияния никеля является тот факт, что он повышает пластичность без заметных изменений в прочности металла [100]. Также никель оказывает заметное влияние на температуры начала и конца бейнитного превращения (рис. 1.4.8), причем при малых скоростях охлаждения (1 °C/c) бейнитное превращение начинается и завершается при бо-

При содержании никеля в металле более 4 мас.% структура в основном состоит из речного бейнита вне зависимости от скорости охлаждения. Однако, эти же авторы в [107] обращают внимание, что при содержании никеля ~ 4 мас.% образование бейнита зависит от размера аустенитных зерен: чем они меньше, тем большее количество образуется зародышей бейнита. Измельчение первичного зерна аустенита приводит к увеличению протяженности границ зерен, что в свою очередь препятствуют росту бейнитных блоков.

Легирование молибденом способствует повышению стабильности переохлажденного аустенита [100], что сопровождается снижением температуры распада аустенита с одновременным подавлением роста граничного феррита. Это обеспечивает трансформацию бейнита, т.к. образование  $\alpha$ -фазы определяется не только следствием  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, но еще зависит от скорости диффузии углерода с поверхности растущей  $\alpha$ -фазы. В этом случае молибден снижает активность углерода, предотвращая его сегрегацию к границам зерна. Уменьшение пластических свойств металла при легировании его молибденом является следствием роста размера М/АС-фазы и карбидов. Однако, молибден способен и повысить пластичность металла в случае сегрегации его атомов к границам зерна в твердом растворе, что приводит к эффекту «примесного торможения» за счет чего подавляется рост зерна [100].

Ниобий оказывает модифицирующее воздействие на металл шва, способствуя замедлению диффузии атомов углерода, что снижает температуру образования феррита и подавляет его рост. Отмечается, что из-за большой разницы в размере и электроотрицательности атомов ниобия и железа ниобий тормозит рекристаллизацию металла [100]. Микролегирование ниобием до 0,03 мас.% (сталь 15Г1С) может приводить к образованию М/АС-фазы по границам первичного зерна аустенита и стабилизации бейнита непосредственно в зерне аустенита [86]. Такой эффект возможен из-за того, что ниобий тормозит распад аустенита, снижая движущую силу превращения, что приводит к неполной трансформации аустенита. В этом случае создается локальное пресыщение углеродом, количество

которого уже достаточно для некой стабилизации аустенита, останавливая распад последнего.

Титан, подавляя бейнитное превращение, способствует образованию ацикулярного феррита, что увеличивает ударную вязкость металла [100]. Однако, при содержании титана более 0,05 мас.% в структуре металла шва кроме ацикулярного и зернограничного феррита появляются бейнит и М/АС-фаза. Титан, увеличивая содержание М/АС-фазы в структуре может приводить к снижению вязкопластических свойств [100]. Также титан способен повышать температуру окончательного бейнитного превращения и уменьшать диапазон  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения [108]. Содержание титана около 0,066 мас.% приводит к формированию структуры с преобладанием ацикулярного феррита (до 61 об.%), что увеличивает ударную вязкость, но дальнейшее увеличение содержания титана до 0,141 мас.% приводит к ее снижению [109].

Микролегированием ванадием в диапазоне 0,1-0,2 мас.% не приводит к заметному изменению микроструктуры металла шва [110], но инициирует образование нанокарбидов типа  $V_{0,5}Mo_{0,5}C$ . Выпадение нанокарбидов и увеличение плотности дислокаций (в случае послесварочной термической обработки) является взаимосвязанными эффектами: при формировании структуры (вторичная кристаллизация) атомы углерода и карбидообразователей оказываются в «дислокационной ловушке», которая препятствует диффузии в тело дендрита.

Цирконий, действуя совместно с титаном, оказывает большее влияние на изменение бейнитной фазы, чем на всю структуру металла. Например, в присутствии 0,015 мас.% титана и 0,01 мас.% циркония неметаллические включения обладают композиционным характером строения: оксида циркония в качестве ядра и сульфида марганца в качестве оболочки. При несколько меньшем содержании циркония (до 0,008 мас.%) композиционный «центр кристаллизации» состоит из оксидов циркония и образующихся на них в виде оболочки оксидов титана. Это способствует эффективному измельчению зерна и образованию ацикулярного феррита вне зависимости от типов оксидов. Однако, дальнейшее увеличение содержания циркония не приводит к заметному изменению структуры металла и его

свойств [100]. Дополнительно цирконий снижает количество неметаллических включений оксидного типа, т.к. оксисульфид циркония не растворяется в металле, а переходит в шлаковую фазу [111]. Легирование цирконием в системе C-Si-Mn-Ni-Mo-Ti-Al позволило измельчить бейнито-ферритную структуру металла шва и достичь предела текучести не менее 590 МПа при значении энергии поглощения удара (KV-50) 65-75 Дж [111].

При микролегировании металла шва церием наблюдается некоторый рост доли ацикулярного феррита в структуре, что сопровождается увеличением ударной вязкости металла. При дальнейшем увеличении содержания церия наблюдается снижение и доли ацикулярного феррита и соответственно ударной вязкости металла [100]. Это происходит вследствие того, что церий позволяет образовываться центрам кристаллизации в виде оксидов титана, алюминия, кремния, марганца в ядре и оболочкой из оксисульфида церия, которые обладают высоким сродством к ферриту и наибольшей способностью к росту ацикулярного феррита [112].

Иттрий эффективно подавляет образование полигонального феррита и способствует сфероидизации неметаллических включений, что положительно сказывается на образовании ацикулярного феррита. Но при увеличении содержания оксида иттрия более 0,2 мас. % наблюдается резкое снижение доли ацикулярного феррита, и загрязнение границ зерен оксидом иттрия, что резко снижает показатели прочности и ударной вязкости наплавленного металла [100].

Резюмируя параграф можно сделать следующие выводы:

1. Каждый легирующий элемент в той или иной степени влияет на кинетику бейнитного превращения, однако, влияние легирующих элементов в разных системах легирования, как по количественному признаку, так и по качественному, не всегда однозначно, что требует изучения каждого конкретного случая отдельно.

2. При комплексном легировании элементы проявляют синергетический эффект влияния на кинетику образования бейнитных структур и конечных свойств металла.

3. Влияние погонной энергии сварки/наплавки, определяющей скорость охлаждения металла, а значит, и кинетику его превращения, на конечную структуру и свойства металла неоднозначно и зависит в первую очередь от набора легирующих элементов, а также от способа сварки или наплавки.

### 1.5 Технологические аспекты способов формирования подслоя при сварке и наплавке

Известно, чтобы выполнять свои функции слой износостойкого металла не всегда должен иметь большую толщину. Это же правило можно и отнести к способу формирования наплавленного буферного слоя. Поэтому на практике, как правило, формирование подслоя производится теми же способами [3, 63-65], что и износостойкого (рабочего) слоя.

Известен технологический прием [29] по принудительному формированию промежуточного слоя одновременно с рабочим износостойким слоем за счет подачи в сварочную ванну дополнительной присадочной проволоки с большим запасом аустенитности (рис. 1.5.1). Такой способ позволяет избегать перемешивания основного металла с износостойким, что рационально при формировании слоя за один проход, но в условиях многослойной и многопроходной наплавки приведет к неравномерному распределению заданного химического состава по высоте и ширине наплавленного металла.

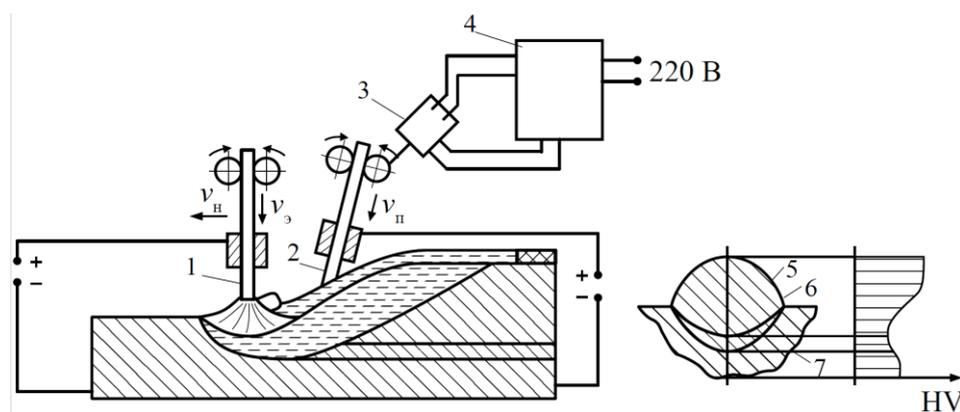


Рисунок 1.5.1 – Схема наплавки с введением дополнительной присадки в сварочную ванну: 1 - порошковая проволока; 2, 3 – аустенитная присадочная проволока и двигатель ее подачи; 4 – аналого-цифровой преобразователь; 5 – износостойкий слой; 6 – аустенитный подслоя; 7 – основной металл [29].

Большей производительностью обладает способ наплавки с использованием электродных лент [1], позволяющей производить наплавку валиков шириной от 40 до 100 мм. Однако, формирование широкослойно металла может быть сопряжено с подрезами на краях наплавленного валика по причине увеличенного теплоотвода на боковых границах сварочной ванны [113].

К высокопроизводительным процессам также относится двухэлектродная наплавка «расщепленным» электродом (рис. 1.5.2а) [114, 115]. Однако, применение такого способа в защитных газах для формирования подслоя требует создания условий для качественного каплепереноса в сварочной дуге, которые реализуются в относительно узком диапазоне (2-4 диаметра электрода) расстояний между проволоками и плотностей тока.

Наиболее универсальным и технологически гибким способом широкослойной наплавки для формирования подслоя является наплавка с поперечными перемещениями дуги (колеблющийся электрод) относительно направления наплавки (рис. 1.5.2б) [115, 116]. Регулярные колебания электрода способствуют перераспределению тепла дуги по поверхности наплавляемого изделия, что дает возможность получить валики наплавленного металла шириной от 20 до 50 мм [117, 118]. Преимущества рассматриваемого процесса также связаны с более эффективным, чем погонная энергия наплавки, способом управления тепловложения в основной и ранее наплавленный металл, что достигается за счет варьирования частотой и амплитудой колебаний электрода, а также траекторией его движения, реализация которых зависит от конкретной кинематической схемы механизма.

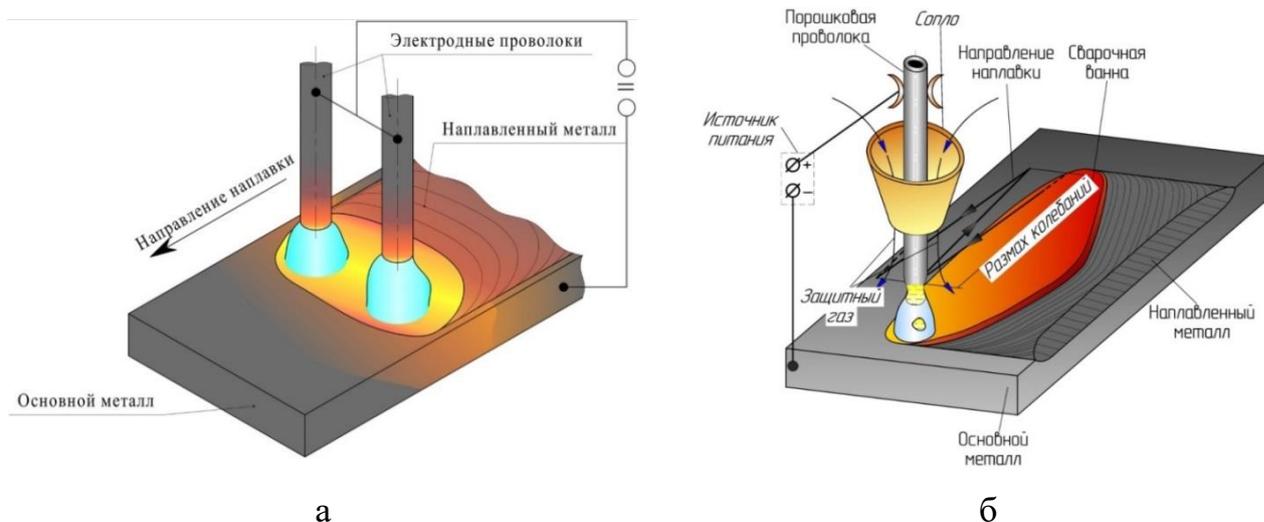


Рисунок 1.5.2 – Схема двухэлектродной наплавки (а) и наплавки с поперечными колебаниями электрода [116] (б)

Можно выделить два основных вида траектории движения электрода и соответственно дуги: это косинусоидальная (синусоидальная) и трапециевидная (П-образные полупериоды) [117, 119, 120, 121]. Первый тип траектории при рациональном сочетании параметров процесса обеспечивает наплавку с сохранением единой сварочной ванны [117], перемещение которой совпадает с направлением наплавки. Данная траектория движения электрода, как правило, реализуется с использованием кривошипно-шатунных [117, 122, 123] или кулачковых механизмов, вызывающих колебания электрода аналогично маятнику [124]. В первом случае колебания сообщаются всей сварочной «головке», а во втором только электроду.

При использовании трапециевидной траектории сварочная ванна движется не прямолинейно, а пересекает вектор общего направления наплавки [117, 119, 125]. В результате сварочная ванна представляет собой отдельные расплавы, взаимное перекрытие и термическое влияние которых приводит к заметной трансформации структурно-фазового состава, особенно при наплавке сплавов, чувствительных к повторным нагревам. Однако, реализация такой схемы требует дополнительного оборудования в виде второго шагового двигателя [117] или же применения роботизированных манипуляторов [120].

Применение общей ванны также выгодно в условиях наплавки цилиндрических поверхностей малого диаметра. Формирование в этом случае короткой, но широкой сварочной ванны препятствует стеканию жидкого металла [119, 126, 127, 128]. Использование этого же эффекта позволяет вести сварку с поперечными колебаниями электрода неповоротных стыков трубопроводов без корректирования режима [129].

Следует отметить, что концепция, принятая в работе [127] основана на использовании наплавки колеблющимся электродом на режимах, обеспечивающих минимизацию проплавления раскатной поверхности трубопрошивной оправки с целью формирования в один слой наплавленного износостойкого металла.

Еще одной особенностью применения колеблющегося электрода является взаимосвязь траектории движения электрода и мгновенной скорости наплавки, которая достигает наибольших значений в центре формируемого валика и

наименьших при нахождении электрода в его краевых участках. Это может привести к перепаду температуры между этими зонами до  $\sim 450$  °С, который возрастает с увеличением амплитуды [130] и обуславливает перегрев краевых участков, где может выделяться до 40 % тепловой мощности [124].

Амплитуда колебаний также оказывает непосредственное влияние на ширину формирующегося валика, но одновременно с этим является причиной увеличения проплавления, что связано с уменьшением толщины жидкой прослойки металла под дугой и перераспределения объема ванны по ее ширине. И напротив, увеличение частоты колебаний способствует снижению глубины проплавления из-за уменьшения шага наплавки и возрастания толщины жидкой прослойки металла, находящегося под дугой [131].

Таким образом, применение для наплавки подслоя способа с колебаниями электрода является перспективным.

## Выводы к главе I

1. Применение предварительно или сопутствующего подогрева при выполнении наплавки износостойких сплавов на углеродистые стали не всегда является эффективным и рациональным приемом повышения качества наплавленного металла или избегания образования дефектов по линии сплавления между основным и наплавленным металлом. Использование промежуточного (буферного) слоя способствует формированию плавного градиента свойств от основного металла к наплавленному и эффективнее противостоит образованию диффузионных прослоек по линии сплавления основного металла и наплавленного.

2. Использование сталей аустенитного класса и никелевых сплавов в качестве подслоя рационально при наплавке на изделия, выполненные из высокоуглеродистых сплавов по причине эффективного противостояния восходящей диффузии углерода. Однако, применение аустенитного подслоя не рекомендуется перед износостойкой наплавкой изделий, работающих при повышенных температурах, вследствие возможности образования хрупких прослоек (карбидного или интерметаллидного типа) по линиям сплавления из-за значительной выдержки в условиях высоких температур.

3. Наиболее перспективным материалом для формирования подслоя являются низколегированные стали бейнитного класса, которые, в отличие от перлитных и феррито-перлитных сталей, имеют потенциал для лучшего сочетания высоких прочностных показателей для сопротивления усталостному разрушению и достаточно высокой пластичности, необходимой для перераспределения возникающих в процессе наплавки напряжений.

4. Структура бейнитного феррита является термочувствительной метастабильной структурой, требующей строгого контроля скорости охлаждения околошовной зоны и состава наплавленного металла для получения определенного сочетания структурных составляющих и, как следствие, формирования заданных свойств наплавленного металла, в особенности при многослойной наплавке. Каждый легирующий элемент в той или иной степени влияет на кинетику бейнитного превращения, но критическими элементами, определяющими эту кинетику, явля-

ются: углерод, марганец и никель. Учитывая синергетический эффект влияния легирующих элементов, требуется индивидуальный подход в изучении структурообразования для каждой системы легирования.

5. Электродуговая наплавка с поперечными колебаниями электрода является гибким и достаточно универсальным инструментом при износостойкой наплавке и наплавке подслоя не только с технологической точки зрения (формирование широкослойного наплавленного металла, короткая ванна и т.д.), но и по причине более мягкого влияния термического цикла на структурообразование многослойного наплавленного металла.

### **Цели и задачи исследований**

Опираясь на вышеизложенный анализ по применению материалов для формирования буферного слоя, его влиянию на свойства наплавленных композиций, влияния технологических параметров сварки/наплавки и легирующих компонентов на образование бейнитной структуры поставлена цель диссертационной работы: повышение стойкости наплавленных оправок трубопрошивного стана на основе разработки состава порошковой проволоки и исследования влияния термического воздействия в условиях многослойной наплавки низколегированного подслоя бейнитного класса.

Для достижения поставленной цели необходимо решение следующих задач:

1. Разработать состав порошковой проволоки для наплавки подслоя.
2. Изучить влияние режима наплавки колеблющимся электродом на параметры термического цикла с использованием математического моделирования.
3. Исследовать влияние термического воздействия от повторных нагревов на формирование наплавленного металла подслоя с бейнитной структурой.
4. Определить рациональную высоту наплавленного подслоя для достижения наилучшей стойкости трубопрошивной оправки на основе моделирования напряженно-деформированного состояния ее сегмента.
5. Разработать технологические рекомендации по наплавке оправок трубопрошивного стана и провести их опытно-промышленное апробирование.

## Глава II. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.

### 2.1 Применяемые материалы

Экспериментальную наплавку осуществляли на зачищенные абразивным инструментом пластины размерами 210 x 60 x 12±2 мм (Д x Ш x Т) и изготовленные из стали 5ХНМ (ГОСТ 5950-2000), стали 55 (ГОСТ 1050-2013) и стали 45 (ГОСТ 1050-2013), фактический химический состав которых указан в таблице 2.1.1.

Таблица 2.1.1

#### Химический состав основного металла

Марка материалов	Содержание легирующих элементов, мас.%					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
Сталь 5ХНМ по ГОСТ 5950-2000	0,50,6	01,0,4	0,50,8	0,50,8	1,41,8	Mo =0,150,3
Сталь 55 по ГОСТ 1050-2013	0,520,6	0,170,37	0,50,8	≤0,25	≤0,3	≤0,3
Сталь 45 по ГОСТ 1050-2013	0,420,5					

При экспериментальной наплавке износостойких сплавов использовали порошковые проволоки (изготовленные на кафедре сварочного производства ВолгГТУ), обеспечивавшие во втором слое сплавы: 25Х5МФС, 4Х2В9ФГС и 12Х15Н4М3АТ (состав указан в табл. 2.1.2). Для наплавки буферных слоев помимо экспериментальной наплавочной порошковой проволоки применяли коммерческие проволоки сплошного сечения: Св-08А (ГОСТ 2246-70) и АG ER 347Si (EN ISO 14343-A, аналог проволоки Св-04Х20Н10Г2Б по ГОСТ 2246-70), а также порошковую проволоку ПП-Интерпро VP-20 (ТУ 1274-087-37392360-2023). Составы указанных материалов приведены см. в табл. 2.1.2.

Для изготовления порошковых проволок применялась металлическая холоднокатаная лента толщиной 0,4 мм и шириной 12 мм по ГОСТ 503-81. В качестве компонентов шихты для проволок, формирующих износостойкие сплавы или буферные слои, использовались чистые порошки металлов и ферросплавы, химические составы которых указаны в табл. 2.1.3. Расчет содержания компонентов в шихте осуществлялся по известной методике.

Таблица 2.1.2

## Содержание легирующих элементов в наплавленном металле

Обозначение наплавленного сплава	Содержание легирующих элементов, мас.%							
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Прочее
25X5MФC	Основа	0,27 ±0,05	0,75±0,1	1,03 ±0,1	5,7 ±0,5	0,16 ±0,05	1,86 ±0,2	V=0,5±0,05
4X2B9ФГC		0,43 ±0,05	0,64 ±0,1	0,97 ±0,1	2,3 ±0,5	0,18 ±0,05	0,11 ±0,2	W=0,5±0,05 V=0,28±0,05
12X15H4M3AT		0,06 ±0,05	0,09 ±0,05	–	14±0,5	3,92 ±0,5	3,11 ±0,1	Ti=0,51±0,05
WP20		0,17 ±0,05	0,5 ±0,1	1,3 ±0,1	1,4 ±0,1	–	0,3 5±0,1	–
Св08А по ГОСТ 2246-70		≤0,1	≤0,03	0,350,4	≤0,12	≤0,25	–	–
AG ER 347Si по EN ISO 14343-A		≤0,08	0,65-1,0	1-2,5	19-21	9-11	≤0,75	Nb=10x%C1,00

В качестве защитной среды использовали газовую смесь Ar (82%) + CO<sub>2</sub> (18%) (ТУ 2114-001-87144354-2012) при наплавке низколегированных сплавов (буферные слои) и технически чистый аргон I сорта при наплавки высоколегированных сплавов.

Таблица 2.1.3

Компоненты шихты, используемые для изготовления экспериментальных порошковых проволок.

№ п/п	Название компонента	Содержание химических элементов согласно стандарту, мас. %									ГОСТ/ТУ	
		C	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Si	Fe	Прочее		
1	Лента из стали 08кп	0,05-0,12	0,25-0,50	≤0,3	≤0,3			≤0,3			Cu≤0,3	1050-2013
2	ФХ025А	0,25			≥65			2		Ост.		4757-91
3	ФМ90С01LP		85-95					2				4755-91
4	ФМо58	0,1				≥58		1,5	41,15	Cu=0,5		4759-91
5	ПНЭ1	0,02		≥99,5				0,03	0,2	Cu=0,06		9722-97
6	ПМС1								0,018	Cu≥99,5		4960-2017
7	ГС3	≥99,5							0,5			17022-81
8	ПТМ1	0,05		0,2				0,11	0,4	Ti осн.		14-22-57-92
9	ПН70Ю30	0,02		Осн.			29,9		0,05			14-1-3282-81
10	ПХ2С	0,15		0,4	Осн.			0,15	0,4			14-1-1474-75
11	ФВ65	0,7	0,6			6		1,2		W≥65		17293-93
12	ФС45	0,2	1		0,8		2	41-47		Ост.		1415-93
13	ФВД50У0,3	0,3	0,2				2,5	2		V≥51		27130-94
13	ХН15	0,1			≥78		0,7	0,5	0,7	N≥15		0840-053-21600649-2016

Указано максимальное содержание элементов, если не дан диапазон.  
Осн. – основное содержание элемента.  
Ост. – остаточное содержание элемента.

## 2.2 Оборудование для изготовления порошковой проволоки и дуговой наплавки.

Изготовление проволоки осуществлялось на модернизированном лабораторном волочильном стане ОБ575 [Патент RU 2811878 С1, ВолгГТУ], схема которого представлена на рисунке 2.2.1. Стан состоит из следующих основных узлов:

узел формовки ленты и засыпки шихты I; фильеродержатель с установленной фильерой, с отверстием заданного диаметра II; намоточно-тянущего барабан III; редуктор подключенный к электродвигателю (не показан) IV, приводящий в движение намоточно-тянущий барабан; станина V.

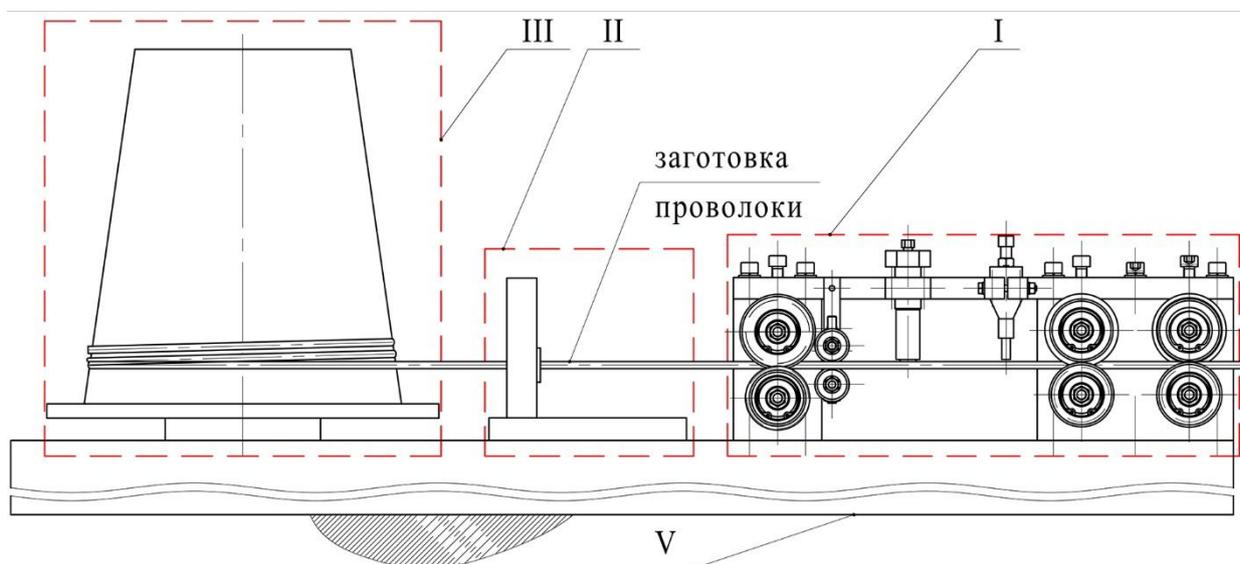


Рисунок 2.2.1 – Крупноузловая схема лабораторного волочильного стана для порошковой проволоки: I) узел формовки ленты и засыпки шихты; II) фильеродержатель с установленной фильерой; III) намоточно-тянущий барабан; V) станина (редуктор IV не показан).

В процессе изготовления III плоская металлическая лента проходит через формующий узел (рис. 2.2.2), состоящий из 3-х последовательных роликовых клеток, обеспечивающих формирование особого профиля ленты (рис. 2.2.3). В сформированной клетью №2 U-образный профиль (рис. 2.2.3б) засыпается шихта, а ее количеством управляет регулируемый шибер. Формирование «захлеста» (рис. 2.2.3в) позволяет предотвратить просыпание шихты из готовой проволоки, вследствие последующего полного закрытия стыка, и повысить срок его хранения за счет минимизации попадания влаги из воздуха внутрь изделия [132]. Также полное закрытие стыка предотвращает просыпание шихты, содержащей твердые компоненты, что в свою очередь снижает износ внутренней поверхности фильер.

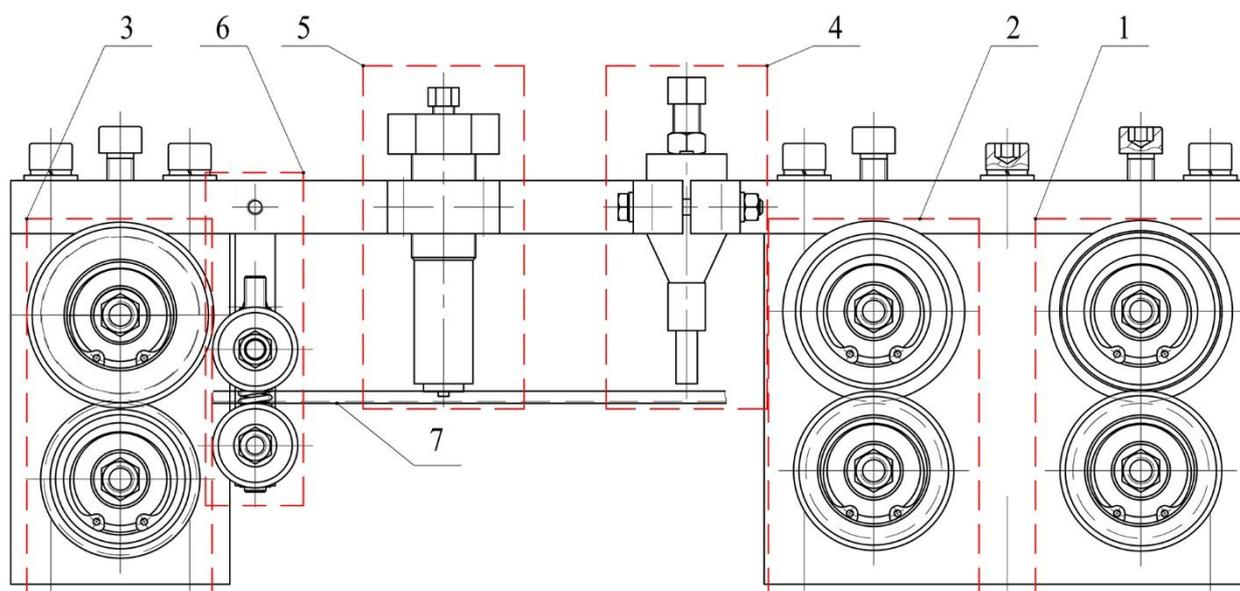


Рисунок 2.2.2 – Схема узла формовки и засыпки шихты: 1) роликовая клетка №1; 2) роликовая клетка №2; 3) роликовая клетка №3; 4) дозирующий узел; 5) шиберный узел; 6) поддерживающий узел; 7) заготовка проволоки.

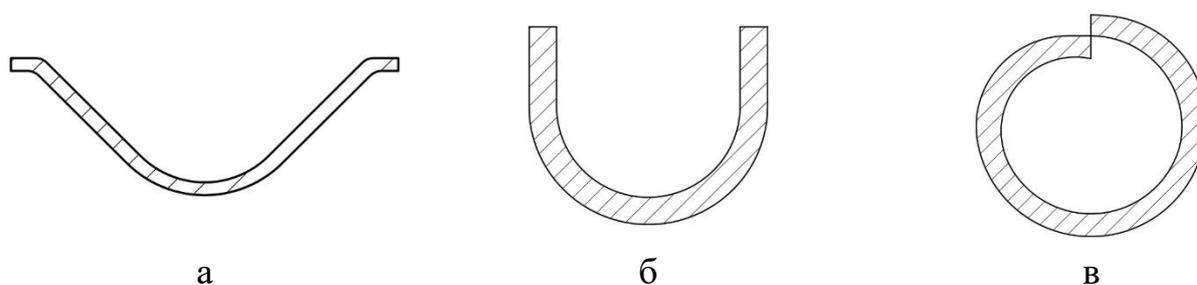


Рисунок 2.2.3 – Профили металлической ленты, прошедшей через клетку №1 (а), №2 (б) и №3 (в) узла формовки и засыпки шихты.

Окончательное закрытие стыка происходит при волочении заготовки ПП через первую фильеру. Проволока проходит через фильеры то количество раз, которое необходимо для редуцирования заготовки до заданного диаметра с учетом шага уменьшения диаметра фильеры равным 0,2 или 0,25 мм. На финальных этапах волочения использовали твердую смазку, полученную из порошка хозяйственного мыла. Мыло, являясь поверхностно активным веществом, значительно снижает коэффициент трения в системе «проволока - фильера» (металл по металлу), что уменьшает силу трения внутри фильеры. Поверхность изготовленной порошковой проволоки протирали растворителем – ацетоном для очистки от следов смазки и иных продуктов волочения. Выбор этого растворителя связан с тем, что

он обладает повышенной летучестью и не создает масляных пленок, на которые может оседать пыль и грязь в процессе хранения. Экспериментально установили, что возможное остаточное содержания мыла не влияет на качество наплавленного металла (отсутствуют поры и неметаллические включения).

Для формирования наплавленного металла применялся способ автоматической электродуговой наплавки и с поперечными колебаниями электрода. В качестве источника питания использовался тиристорный выпрямитель ESAB LAF1000, к которому подключали сварочный автомат ESAB A2 mini подвесного типа. Аппарат позволяет производить сварку или наплавку в среде защитных газов и с использованием сварочного флюса.

Для осуществления поперечных колебаний сварочная головка снабжена заводской несерийной модернизацией в виде кривошипно-шатунного механизма (рис. 2.2.4). Такая кинематическая схема позволяет плавно изменять амплитуду колебаний  $A$  от 0 до 30 мм, обладает постоянным плечом  $L$ , длиной 110 мм. Изменение частоты вращения  $N_{\text{кол}}$  электропривода колебательного узла осуществляется с помощью плавной регулировки оборотов на шкафу управления (ШУ) (рис. 2.2.5).

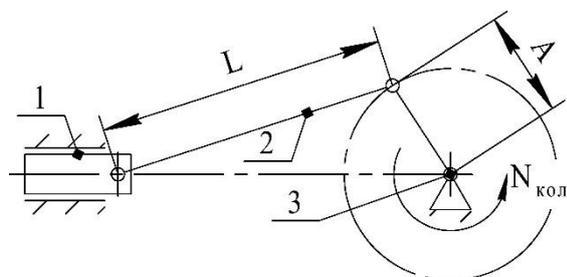


Рисунок 2.2.4 – Кинематическая схема колебательного узла наплавочной головки ESAB A2 mini: 1) сварочная головка; 2) кривошип; 3) узел вращения.

Ввиду того, что экранные значения регулятора оборотов на ШУ не являются точными показателями оборотов  $N_{\text{кол}}$ , определяли их взаимосвязь с реальной частотой вращения выходного вала двигателя колебательного узла. С этой целью на электродвигателе устанавливали датчик, состоящий из двух компонентов (рис. 2.2.5): фотоэлектронного датчика, элементарная схема которого приведена на рис. 2.2.6 и барьера в виде пластинки из светонепрозрачного материала (отмечен желтым цветом на рис. 2.2.5).

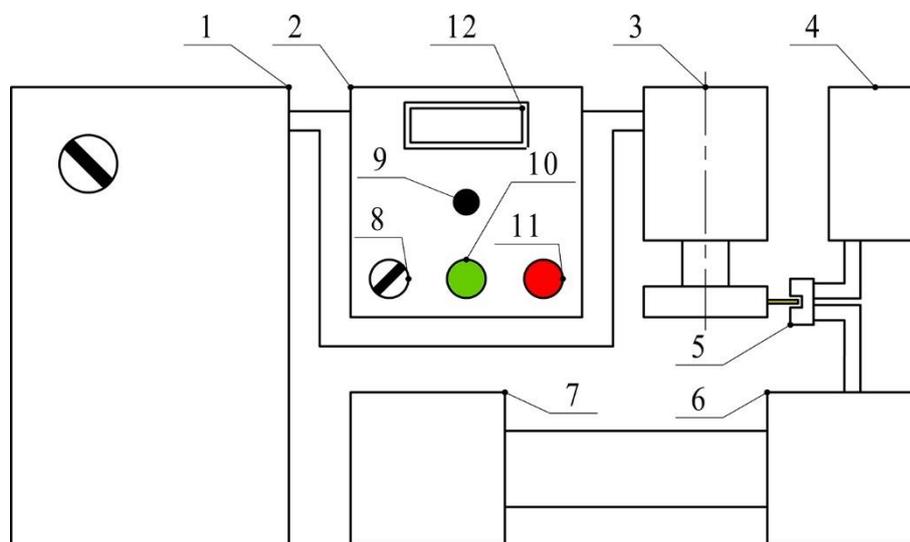


Рисунок 2.2.5 – Схема измерения количества оборотов колебательного узла головки ESAB A2 mini: 1) сварочный источник питания; 2) шкаф управления колебательным узлом; 3) электропривод колебательного узла сварочной головки; 4) источник питания фотодатчика; 5) фотодатчик; 6) АЦП; 7) ПК; 8) переключатель режима (дистанционное или местное управление); 9) регулятор оборотов; 10) и 11) кнопки включения и остановки колебательного узла; 12) экран с индикацией.

Принцип работы фотодатчика основан на том, что фототранзистор уменьшает свое сопротивление при воздействии на него определенного источника света. Согласно данной схеме в момент прохождения пластины из светонепрозрачного материала между светодиодом и фототранзистором, сопротивление последнего резко увеличивается, приводя к повышению напряжения на входах прибора регистрации, что и является «сигналом».

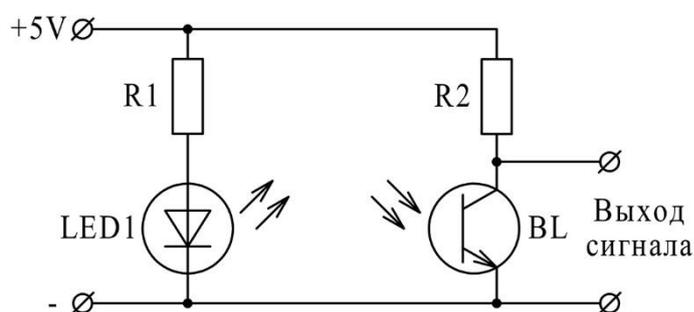


Рисунок 2.2.6 – Элементарная схема фотодатчика для измерения частоты колебаний.

Для работы фотодатчика на него подавали 5 В постоянного тока, получаемые с лабораторного блока питания. Сигнал, снимаемый с датчика, регистрировался аналогоцифровым преобразователем (АЦП) LA-20USB и выводили на экран персонального компьютера (ПК). Далее с использованием программы PG определяли

период возникновения импульсов тока при прохождении барьера между двумя диодами. Путем пересчета определенного  $N_{\text{кол}}$  соответствующее экраным значениям ШУ и составлена номограмма соответствия, представленная на рис. 2.2.7.

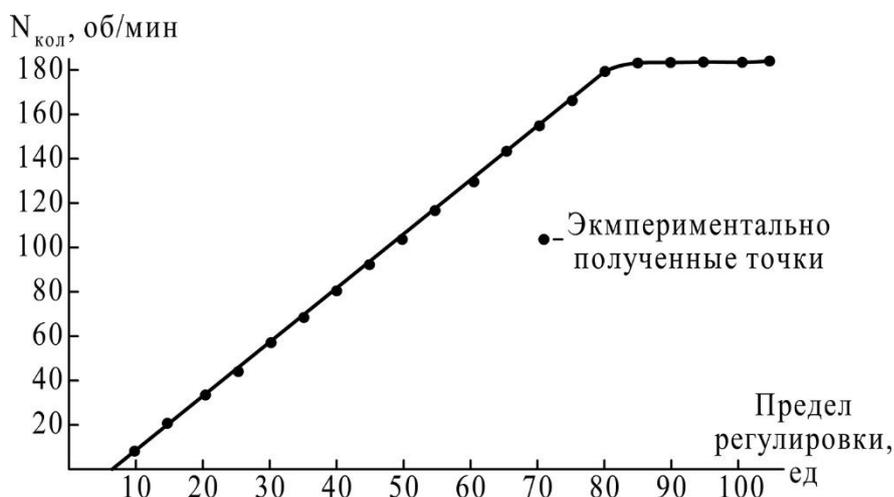


Рисунок 2.2.7 – Графическая зависимость частоты колебаний от предела регулирования шкафа управления сварочного автомата ESAB A2 mini.

## 2.3 Методики экспериментальных исследований

### 2.3.1 Методики получения термических циклов и контроля параметров режима наплавки.

В целях изучения распределения тепла, внесенного дугой при наплавке с поперечными колебаниями, производили запись термических циклов наплавки. Для этого в наплавляемой пластине сверлили несколько глухих отверстий диаметром  $2,5^{+0,2}$  мм, для установки термопар, таким образом, чтобы спай термопары находился на заданной глубине согласно схеме на рис. 2.3.1.

Глубину установки спая выбрали таким образом, чтобы равномерно распределить термопары по зоне термического влияния (от линии сплавления до конца зоны термического влияния) и не допустить прямого воздействия дуги на спай. С этой целью измеряли глубину проплавления на макрошлифах, полученных на исследуемых режимах наплавки.

Ввиду того, что при наплавке колеблющейся дугой тепловложение симметрично относительно оси наплавляемого валика [124, 130] термопары в поперечной плоскости располагали также симметрично.

В качестве термопар использовали вольфрам-ренийевые термопары (тип А по ГОСТ Р 8.585-2001). Регистрацию сигналов изменения термической ЭДС производили с помощью АЦП LA-20USB, подключенного к ПК с дальнейшим визуальным выводом и обработкой с помощью программного обеспечения PowerGraph 3.3 Pro.

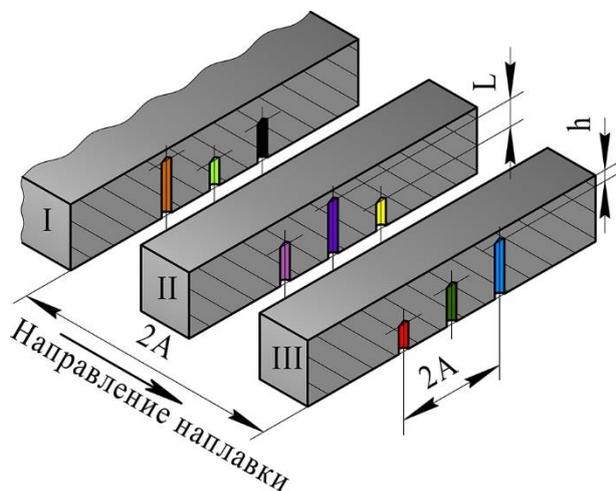


Рисунок 2.3.1 – Схема расположения термопар в плоскости наплавляемой поверхности и по ее сечениям ( $L$  – ширина зоны термического влияния,  $h$  – глубина проплавления).

В целях контроля за параметрами режима наплавки и дальнейшего расчета погонной энергии производили осциллографирование дуги (рис. 2.3.2) также с использованием АЦП LA-20USB и программного обеспечения PowerGraph 3.3 Pro. Изменение сварочного тока регистрировали снятием напряжения с выводов встроенного в сварочный источник питания шунта 75ШСМ-МЗ-1000-0,5. Напряжение на дуге регистрировали путем измерения падения напряжения между контактным наконечником и наплавляемой пластиной (дуговой промежуток). Полученный сигнал через делитель напряжения поступал на АЦП. Типичные осциллограммы процесса наплавки с поперечными колебаниями электрода и без них показаны на рис.2.3.3.

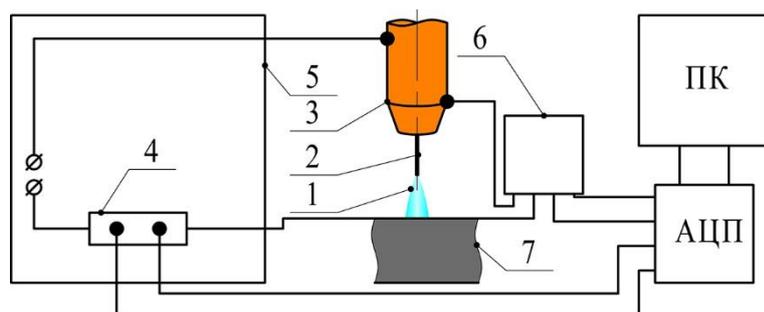
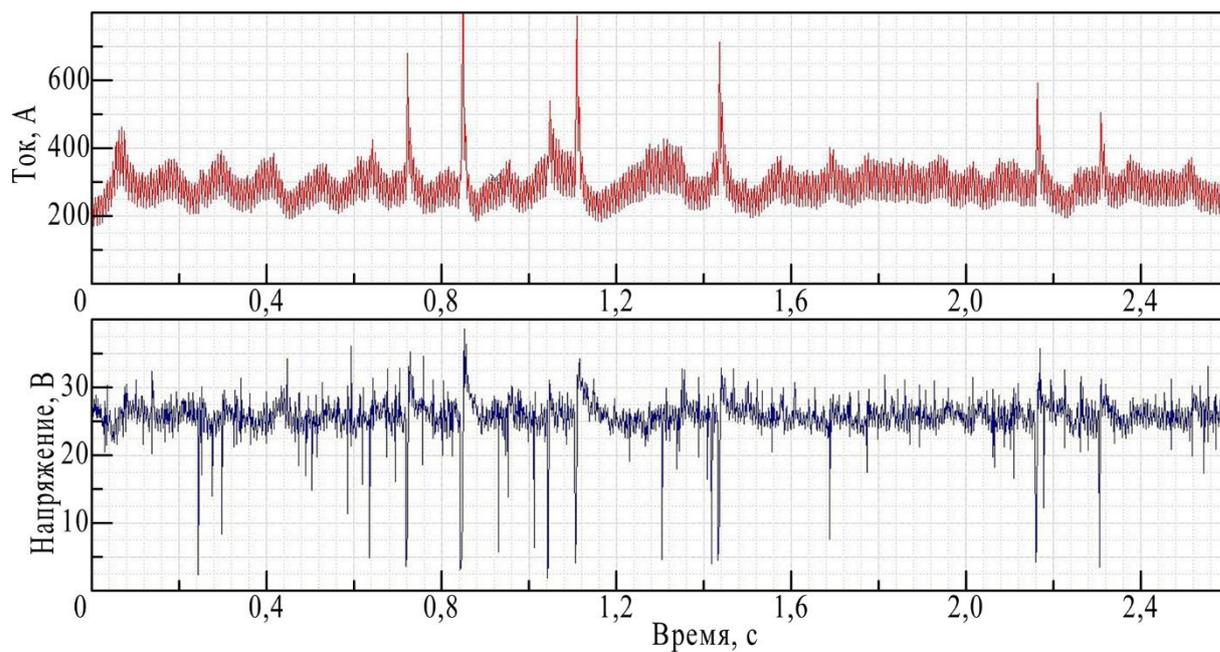
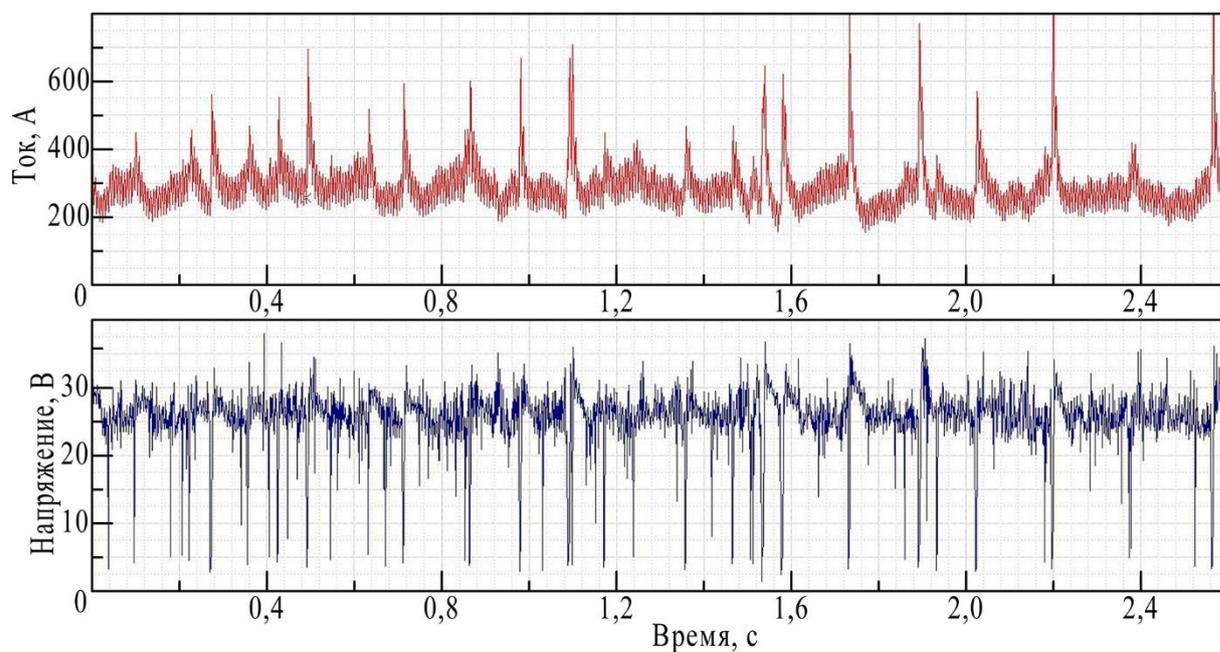


Рисунок 2.3.2 – Схема процесса осциллографирования сварочной дуги: 1) дуговой промежуток, 2) порошковая проволока, 3) контактный наконечник, 4) шунт, 5) сварочный источник питания, 6) делитель напряжения, 7) наплавляемая пластина.



а



б

Рисунок 2.3.3 – осциллограммы процесса дуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода (а) и без колебаний (б)

### 2.3.2 Методика исследования влияния подслоя на термическую стойкость износостойкого металла.

В целях оценки влияния наплавленного буферного слоя на термическую стойкость наплавленного износостойкого металла производили термическое цик-

лирование наплавленных образцов аналогично известной методике [13]. Производили наплавку многослойного металла: основной металл + подслоя + износостойкий слой. Из трехслойной наплавленной композиции изготавливали образец в виде параллелепипеда (рис. 2.3.4) с глухим отверстием диаметром  $2,5^{+0,2}$  мм для установки в нем вольфрам-рениевой термопары (тип А по ГОСТ Р 8.5852001). Для предотвращения замыкания термопары на саму себя и на стенки канала отверстия, ее термоэлектроды изолировали слюдой. К выводам термопары подключали АЦП LA-20USB. С помощью программы PowerGraph 3.3 Pro на экран ПК выводили показатели изменения термической ЭДС, значения которой пересчитывались в  $^{\circ}\text{C}$  с помощью указанных в стандарте полиномов.

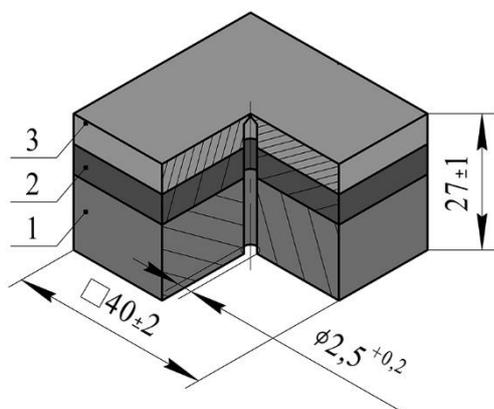


Рисунок 2.3.4 – Образец для испытаний металла на термическую стойкость: 1) основной металл, 2) буферный слой, 3) износостойкий слой.

Источником нагрева служило пропан-кислородное пламя, позволяющее равномерно нагревать рабочую поверхность исследуемого образца. Для испытания образец с термопарой устанавливали в держатель, закрепленный на шарнирном основании, что позволяло выводить образец из-под действия пламени путем поворота держателя вокруг оси шарнира (рис. 2.3.5). Расстояние от рабочей плоскости образца до среза сопла горелки составляло  $40\pm 2$  мм. По достижении необходимой температуры в  $805\pm 5$   $^{\circ}\text{C}$  (12,934...13,097 мВ), держатель отводился из-под пламени под проточную воду и охлаждался до  $25\pm 5$   $^{\circ}\text{C}$  (0,246...0,374 мВ). Далее образец снова перемещался под пламя.

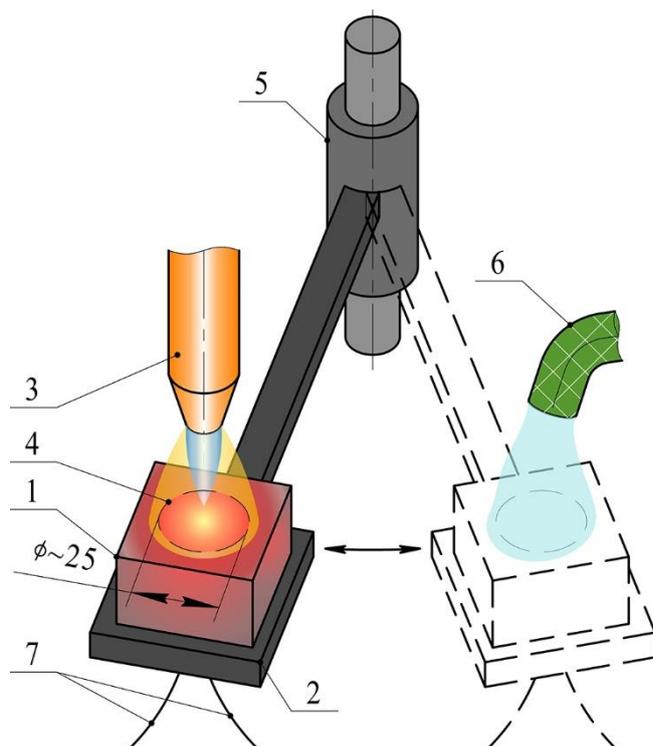


Рисунок 2.3.5 – Схема испытаний металла на термическую стойкость: 1) исследуемый образец, 2) держатель образца, 3) ацетиленкислородная горелка, 4) пятно нагрева, 5) шарнир, 6) шланг с водой, 7) выводы термопар.

Нагрев до температуры  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  обусловлен тем, что эта температура является предельной рабочей температурой термо- и износостойких сплавов на основе железа [1]. Общий вид термического цикла представлен на рис. 2.3.6. Каждые 10 циклов производили осмотр рабочей поверхности образца на предмет появления или распространения трещин от термической усталости. Суммарное количество циклов – 100 на каждый испытуемый образец.

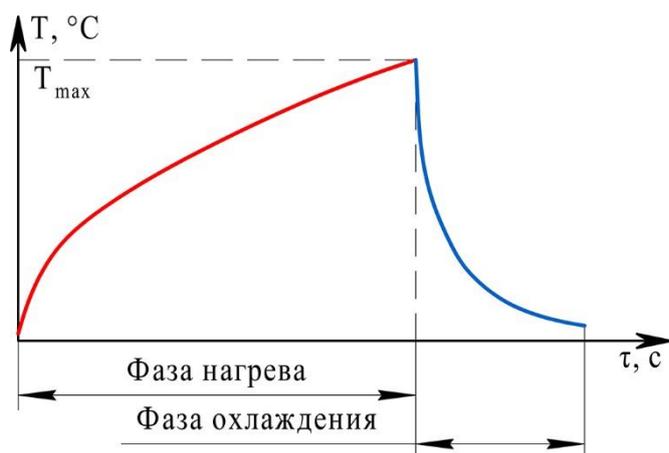


Рисунок 2.3.6 – общий вид термического цикла при испытаниях металла на термическую стойкость.

При дальнейших исследованиях «квадратный» тип образца был заменен на цилиндрический (рис. 2.3.7). Использование образца цилиндрической формы позволило в последующем при разработке математической модели процесса тер-

мического циклирования рационализировать ее решение путем постановки задачи не в трудоемкой для вычислений трехмерной области, а в двумерной осесимметричной. Для более точной оптимизации источника нагрева при математическом моделировании термопары располагали по следующей схеме (рис. 2.3.7).

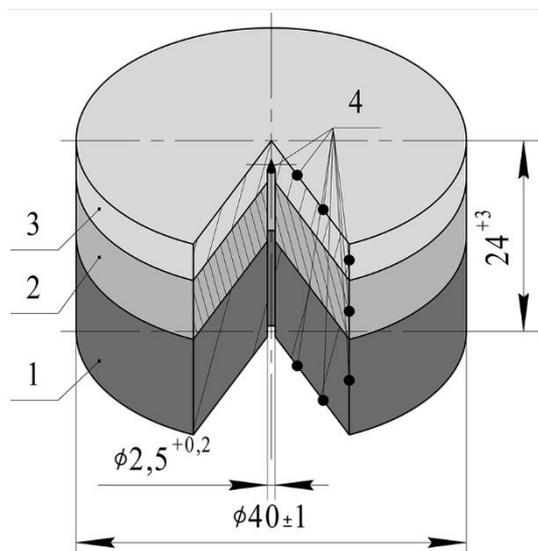


Рисунок 2.3.7 – Измененный образец для испытаний металла на термическую стойкость: 1) основной металл, 2) буферный слой, 3) износостойкий слой, 4) термопары.

#### 2.4. Методики исследования структуры, фазового состава и свойств наплавленного металла.

Для анализа химического состава наплавленного металла использовался икровой оптико-эмиссионный спектрометр Oxford Instruments PMIMASTER Pro, схема работы которого представлена на рис. 2.4.1.

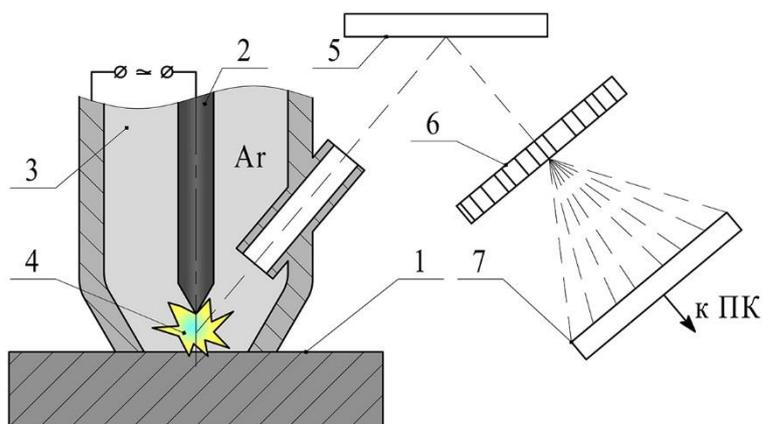


Рисунок 2.4.1 – Схема работы спектрометра PMI-MASTER Pro: 1) исследуемый образец; 2) вольфрамовый электрод; 3) защитное сопло, наполненное аргоном; 4) искровой разряд; 5) система зеркал; 6) дифракционная решетка; 7) фотодатчик; (световой поток показан пунктирной линией).

Принцип работы прибора основан на регистрации испускаемого излучения атома элемента при его переходе из возбужденного состояния в стандартное состояние. Так как указанный аппарат проводит как качественный, так и количественный, идентифицированные спектры сравниваются с базой данных спектров устройства, что позволяет достаточно точно определять химический состав поверхности металла.

Металлографический анализ производился для определения формы, размеров валиков наплавленного металла и исследования структурных зон наплавленных образцов. Для определения геометрических характеристик производили вырезку абразивным инструментом заготовок из наплавленного металла согласно схеме, представленной на рис. 2.4.2. Далее производили мокрую шлифовку на шлифовально-полировальном станке TG inc MP1B, начиная с наждачной бумаги № 400 и заканчивая наждачной бумагой № 1000.

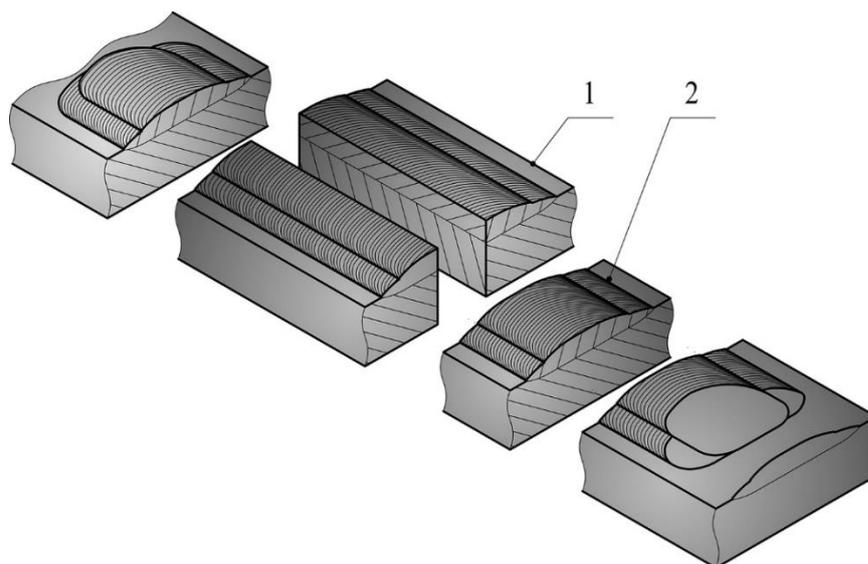


Рисунок 2.4.2 – Схема вырезки заготовок для макрошлифов: 1) продольная заготовка шлифа, 2) поперечная заготовка шлифа.

Для выявления границ наплавленного металла, зоны термического влияния в основном металле пользовались 4 % раствором  $\text{HNO}_3$  в  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  [133]. Образец погружали в реактив с выдержкой нескольких секунд. Поверхность полученных макрошлифов сканировали с разрешением не менее 1000 dpi. Непосредственное определение геометрических характеристик наплавленного металла производили с помощью векторной CAD программы по схеме, указанной на рис. 2.4.3. На ос-

нове полученных значений определяли долю участия основного металла в наплавленном  $\gamma_0$ , коэффициент формы усиления  $\psi_B$  и коэффициент полноты  $\mu_B$  валика по соотношениям, соответственно:

$$\gamma_0 = \frac{F_{\text{пр}}}{F_{\text{н}} + F_{\text{пр}}}, \quad (2.1)$$

$$\psi_B = \frac{b}{g},$$

$$\mu_B = \frac{F_{\text{н}}}{(b \times g)}, \quad (2.3)$$

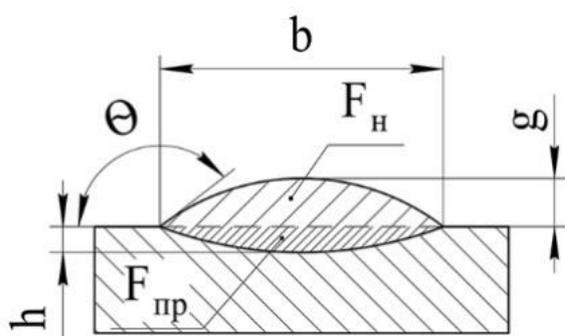


Рисунок 2.4.3 – Схема измерений геометрических параметров наплавленных валиков:  $b$  – ширина валика;  $g$  – высота усиления;  $h$  – глубина проплавления;  $F_{\text{н}}$  – площадь наплавленного металла;  $F_{\text{пр}}$  – площадь проплавленного металла;  $\theta$  – угол сопряжения поверхностей наплавленного и основного металла.

Для изучения микроструктуры методами оптической (Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной (FEI VERSA 3D) микроскопии из наплавленных образцов подготавливали темплеты. Пробоподготовку производили шлифованием с последовательной сменой наждачной бумаги от № 400 до № 2500. Далее шлифы полировали с использованием алмазной пасты АСМ 3/2 НОМ (ГОСТ 25593-83). Для финишного полирования использовали водорастворимую алмазную суспензию SDW с размером частиц не более 1 мкм нанесенной на бархатный круг. Для исследования металла методом дифракции обратно-отраженных электронов проводили дополнительное полирование поверхности шлифов с помощью суспензии МЕТО.Р.С с размером частиц не более 0,05 мкм в течение 1 часа.

Для выявления структуры металла темплетов (кроме фазового анализа) производили химическое травление. Реактивы для травления, согласно рекомендациям [133], подбирали в зависимости от типа металла: для низколегированных низкоуглеродистых сталей и сплавов – 4 % раствор  $\text{HNO}_3$  в  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ; для высоколегированной аустенитной стали – водный раствор щавелевой кислоты; для средне и высоколегированных износостойких сплавов – раствор хлористого железа  $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ . Ввиду того, что основной и наплавленный металл обладали разной чувствительностью к химическим реактивам, прибегали к разделному травлению. Для защиты металла от реактива использовали лак на основе ацетилтрибутилцитрата целлюлозы. Для выявления структуры аустенитного металла использовали электролитический способ травления.

Для определения химического состава структурных составляющих наплавленного металла, а также получения распределения элементов в определенных областях применялся микрорентгеноспектральный анализ, выполняемый на электронном микроскопе FEI VERSA 3D.

Этот способ анализа по своим физическим принципам аналогичен оптико-эмиссионному анализу, за исключением того, что переход атома в возбужденное состояние производится его «бомбардировкой» электронным пучком. При прохождении высокоэнергетического электрона через атом, первый, в результате неупругого взаимодействия, выбивает электрон атома элемента из внешней оболочки, затрачивая на это некую энергию, что приводит к переходу атома из нейтрального состояния в возбужденное (рис. 2.4.4а). Этот процесс называется первичной ионизацией и характеризуется образованием вакансии для электрона на внешней оболочке атома. В таком состоянии атом находится всего несколько пикосекунд, далее для возвращения к нейтральному состоянию атома, его электрон, находящийся на более высоком уровне (на внешней оболочке атома) переходит на более низкий уровень, занимая освободившуюся вакансию (рис. 2.4.4б). Т.к. данный переход характеризуется высвобождением энергии, то его фиксирует детектор прибора в виде электромагнитного излучения (световых квантов) (рис. 2.4.4в) [134].

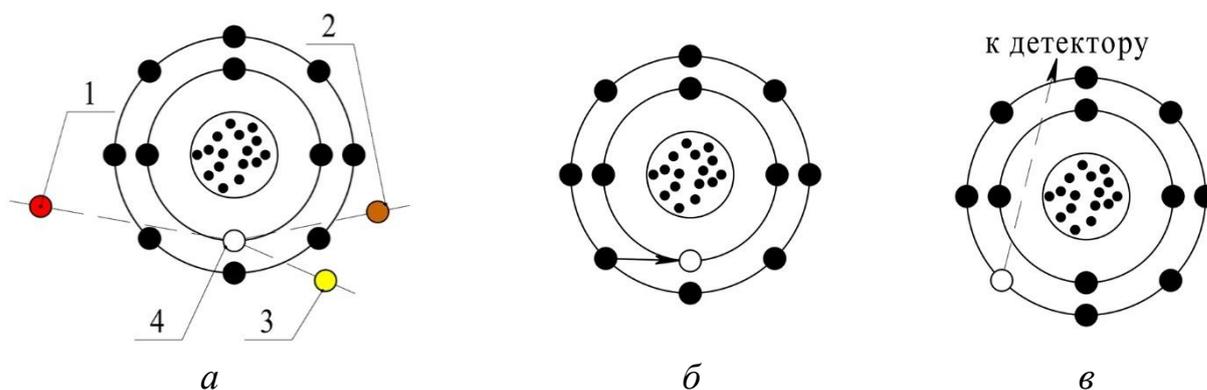


Рисунок 2.4.4 – Схема образования сигнала для рентгеноспектрального детектора: 1) испускаемый первичный электрон, 2) отраженный первичный электрон, 3) «выбитый» электрон атома, 4) вакансия.

С целью определения ориентации зерен наплавленного металла, углов разориентации границ зерен и их распределения применяли метод анализа дифракции обратноотраженными электронами (ДОЭ или EBSD) на базе электронного микроскопа FEI VERSA 3D. Данная методика использует компьютерные алгоритмы автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов, полученных с поверхности образца, наклоненного под определенным углом (рис. 2.4.5а).

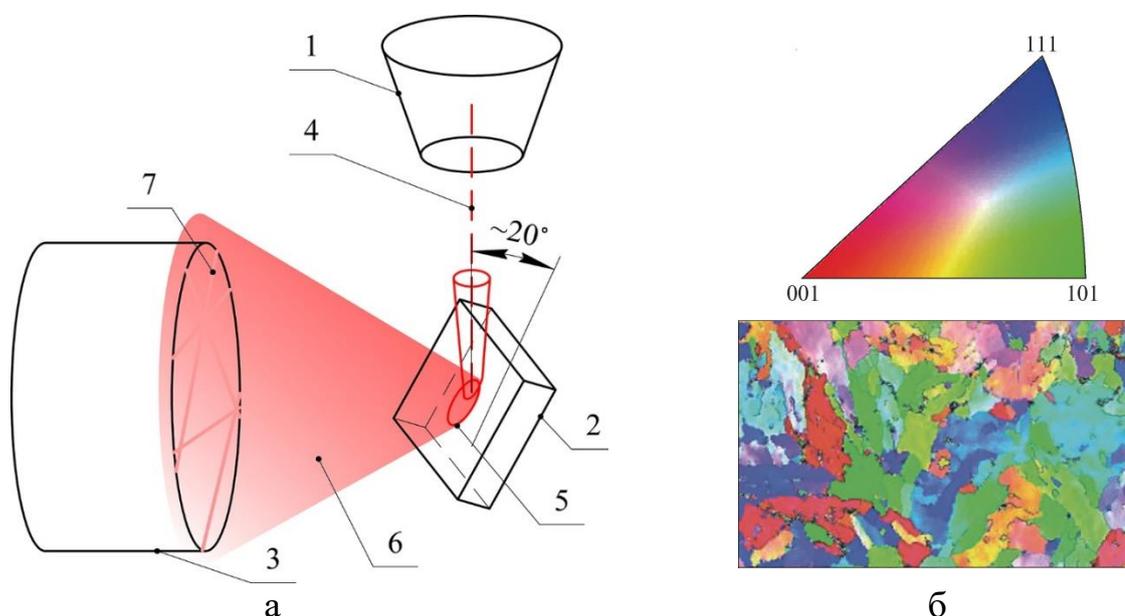


Рисунок 2.4.5 – Схема, поясняющая метод ДОЭ (а) и изображение «легенды» к картам ориентировок в пространстве обратных полюсных фигур для ОЦК-решетки (б): 1) объектив, 2) образец, 3) видеокамера с люминесцентным экраном, 4) пучок электронов, 5) область контакта образца и луча, б) конус отраженных электронов, 7) дифракционная картина [135].

Анализ дифракционной картины по углу наклона и ширине каждой находящейся на ней светлые полосы (т.н. линии Кикучи) на относительно темном поле позволяет определить индексы Миллера (111), (101), (001) кристаллической решетки, которые дают однозначное положение элементарной ячейки в пространстве (рис. 2.4.5б). Это, в свою очередь, позволяет подробно изучить распределение кристаллографических ориентаций в наплавленном металле. При анализе методом ДОЭ распределения углов разориентировок границ зерен принимали, что границы, имеющие разориентировки выше  $15^\circ$ , относятся к большеугловым границам зерен [135].

Объемное содержание анализируемых структурных составляющих определяли по занимаемой ими площади на изображениях структуры, полученных при увеличении 4000х.

Для косвенной оценки прочности и пластичности наплавленного металла [136] производили дюрометрические исследования. Для определения твердости на поверхности наплавленного металла применяли метод Роквелла (согласно ГОСТ 9013-59) с использованием шкалы С на твердомере ТН500. Нагрузка на образец в процессе измерения составляла 150 кгс, выдержка под нагрузкой – не менее 5 с. Результаты исследований записывались как усредненные значения не менее 5 отдельных измерений.

Для оценки распределения твердости по сечению наплавленного металла использовали метод Виккерса (согласно ГОСТ 2999-75). Измерения производили с помощью микротвердомера Metkon Metallography DUROLINEM. Нагрузка на образец составляла 1000 г. Шаг между отпечатками индентора составлял  $0,5 \pm 0,05$  мм. Выдержка образца под нагрузкой составляла не менее 5 с.

В целях определения механических свойств наплавленного металла (условного предела текучести, временного сопротивления разрушению и относительного удлинения) при нормальной и повышенных температурах (вплоть до  $800^\circ\text{C}$ ) изготавливали два типа образцов: плоский образец тип II по ГОСТ 1497-84 (рис. 2.4.6а) и плоский образец по ГОСТ 9651-84 (рис. 2.4.6б), соответственно.

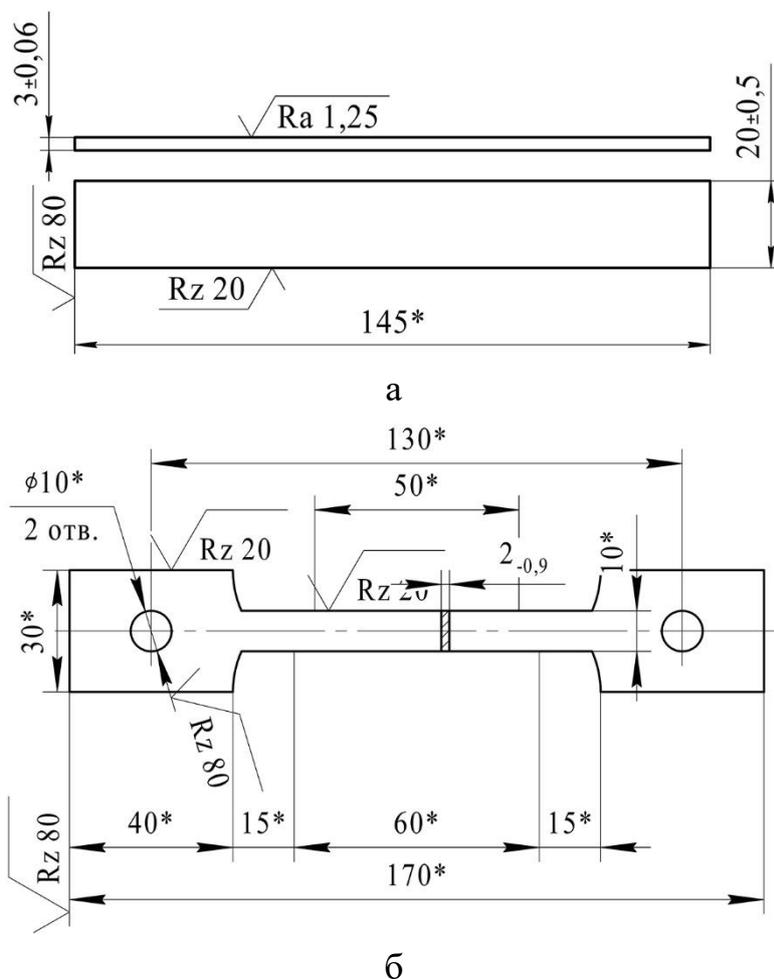


Рисунок 2.4.6 – Образцы для испытаний на растяжение: а) образец тип II по ГОСТ 1497-84 (нормальная температура), б) образец по ГОСТ 9651-84 (повышенная температура).

Испытания проводили на разрывной машине УТС 111.2-50-32 (Testsystems, РФ), развивающей усилие до 50 кН и подключенной к ПК, что позволяет также получать кривую деформации.

Образцы вырезали из многослойного наплавленного металла, сформированного таким образом, чтобы заготовки образцов располагались вертикально (рис. 2.4.7). Такое расположение позволяет гарантировать постоянность результатов (место испытаний находится в одном и том же сечении (слоя) наплавленного металла), получать из одной заготовки большее количество образцов (по сравнению с горизонтальным расположением) и минимизировать долю участия основного металла.

Для определения теплопроводности наплавленного металла производили его исследования с помощью установки Netzsch LFA 467. Данный прибор производит прямое определение температуропроводности ( $\text{мм}^2/\text{с}$ ), удельную теплоемкость ( $\text{Дж}/(\text{г}\times\text{К})$ ) и плотность ( $\text{г}/\text{см}^3$ ) с помощью кратковременной лазерной вспышки, генерируемой импульсной ксеноновой лампой.

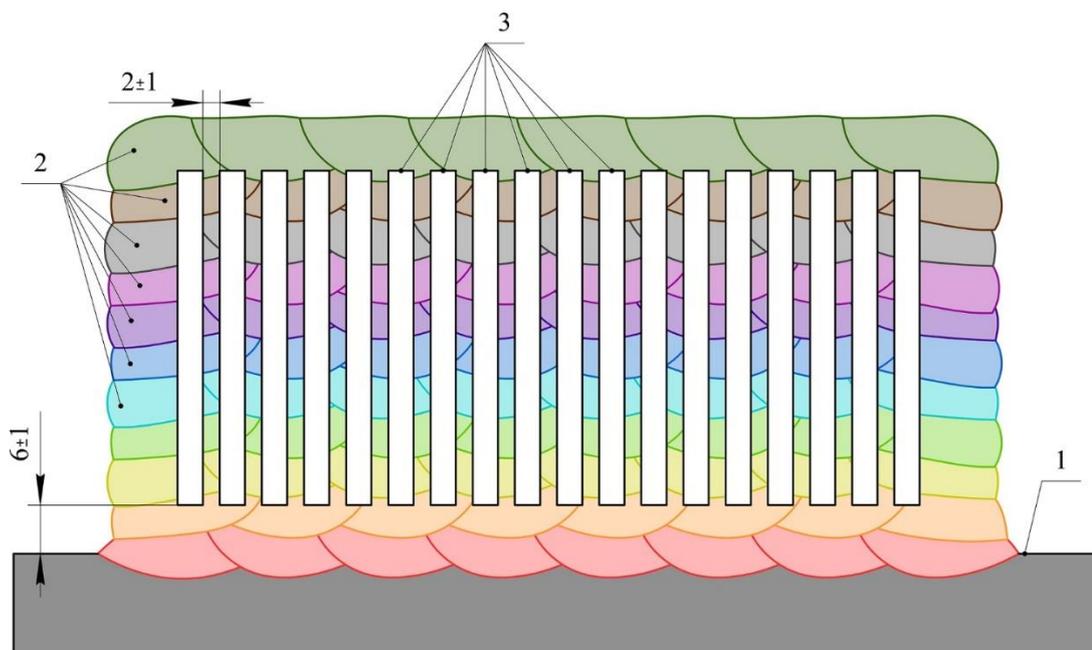


Рисунок 2.4.7 – Схема вырезки образцов для механических испытаний: 1) пластина основного металла; 2) слои наплавленного металла; 3) заготовки образцов для механических испытаний.

Для определения указанных параметров использовали образец, представляющий собой диск диаметром  $12,7 \pm 0,2$  мм и толщиной  $2,5 \pm 0,4$ . Устанавливали его в держатель вместе с эталонным образцом из стали типа X18H10, с предварительно нанесенным слоем графита для обеспечения равной черноты поверхности исследуемых металлов. Далее держатель помещали в измерительную камеру с контролируемой атмосферой гелия. После этого производили нагрев до нужной температуры с помощью печи и выдерживали при этой температуре в течение 1 часа (термостатирование).

Принципиальная схема измерений представлена на рис. 2.4.8. Лампа генерирует вспышку энергией до 10 Дж в течение 0,6 мс, которая облучает нижнюю поверхность образца. Это вызывает отклонение температуры на обратной поверхности образца, что регистрируется инфракрасным детектором, оснащенный оптической линзой. Количество вспышек составляло не менее 5 с перерывом между ними равным 7 минутам. Плотность образцов определяли встроенным автоматическим плотномером. Скорость нагрева и охлаждения составляла 10 К/мин. Тепло-

проводность образцов определяли с помощью программного обеспечения Netzsch Proteus по формуле:

$$\lambda(T) = a(T) \times c_p(T) \times \rho(T), \quad (2.4)$$

где  $\lambda(T)$  – теплопроводность, Вт/м×к.

$a(T)$  – температуропроводности (мм<sup>2</sup>/с).

$c_p(T)$  – удельную теплоемкость, Дж/(г×К).

$\rho(T)$  – плотность, г/см<sup>3</sup>.

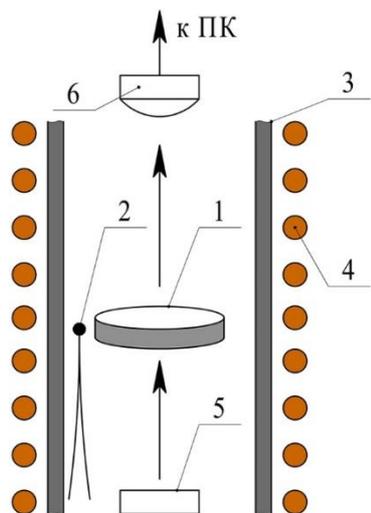


Рисунок 2.4.8 – схема исследования свойств металла методом лазерной вспышки [137]: 1) исследуемый образец, 2) термопара, 3) защитная трубка, 4) нагревательный элемент (печь), 5) импульсная ксеноновая лампа, 6) инфракрасный детектор

## Выводы к главе II.

1. Применяемое оборудование для изготовления порошковых проволок позволяет изготавливать порошковые проволоки с постоянным заданным коэффициентом заполнения и гарантированным нахлестом оболочки, что повышает качество наплавленного металла и гарантирует постоянство и предсказуемость его химического состава.

2. Применена методика термического циклирования, отражающая тепловые условия работы трубопрошивной оправки, работающей при циклическом термическом и силовом воздействии.

3. Применяемый комплекс методов исследования наплавленного металла адекватен современным требованиям и позволяет воспроизводить полученные результаты в сторонних организациях, освоившими указанные методы.

## Глава III. РАЗРАБОТКА СОСТАВА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОДСЛОЯ В УСЛОВИЯХ МНОГОСЛОЙНОГО НАПЛАВКИ КОЛЕБЛЮЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

### 3.1 Оценка эффективности применения предварительного подогрева при наплавке износостойких сплавов на инструментальную сталь

Как было уже сказано в первой главе, применение предварительного подогрева является основным способом избежать дефектов при наплавке. Одним из свойств предварительного подогрева является снижение термических напряжений как в наплавленном металле, так и в основном [38, 138-141]. Однако, снижение остаточных напряжений может способствовать снижению износостойкости наплавленных термо- и износостойких сплавов, хотя в работе [63] отмечается, что сниженные остаточные напряжения способствуют улучшению термической выносливости наплавленного металла. Между тем влияние предварительного подогрева на термическую стойкость наплавленного износостойкого металла не совсем ясно.

Экспериментально установлено, что предварительный подогрев не привел к заметным изменениям твердости (табл. 3.1.1) наплавленных сплавов. В наплавленном металле холодные и горячие трещины не выявлены.

Таблица 3.1.1

Твердость поверхности наплавленного металла

Обозначение наплавленного сплава	Твердость наплавленного металла, HRC	
	Наплавка без предварительного подогрева	Наплавка с предварительным подогревом
12X15H4M3AT	32...35	30...35
25X5MΦC	43...57	44...51
4X2B9ΦГC	47...49	44...48

Структура наплавленного без предварительного подогрева сплава типа 12X15H4M3AT в верхнем слое представляет собой мартенситно-ферритную

структуру с равномерно распределенными включениями нитрида титана TiN (рис. 3.1.1 а). Вблизи условной линии сплавления имеется четко выраженная прослойка (светлая полоса на структуре), содержание хрома и никеля в которой повышено по сравнению с остальными участками металла (рис. 3.1.1 в) [142].

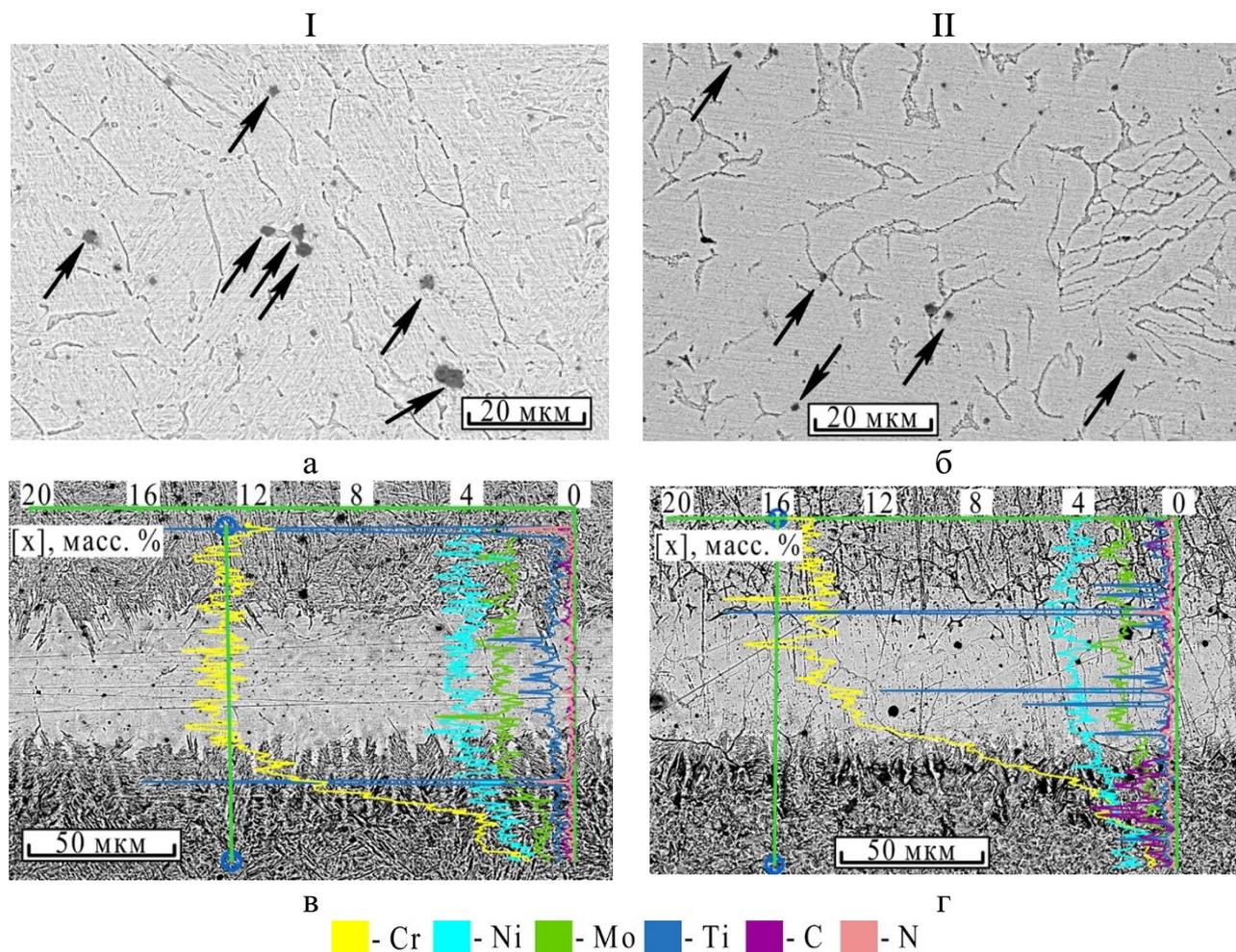


Рисунок 3.1.1 – Микроструктура сплава 12X15H4M3AT, наплавленного без применения предварительного подогрева (I) и с подогревом (II): а, б) общий вид структуры (стрелками отмечены частицы TiN); в, г) участки вблизи условной линии сплавления с распределением легирующих элементов.

Образование подобной прослойки характерно для наплавки высоколегированных сплавов на углеродистые стали [15]. В образце этого же сплава, но наплавленного с предварительным подогревом, структура не имеет ярко выраженной мартенситной составляющей, и представляет собой ферритные зерна, также содержащие в себе частицы TiN (рис. 3.1.1б). По этой причине наблюдается некоторое снижение значений твердости по высоте обоих слоев наплавленного металла [142].

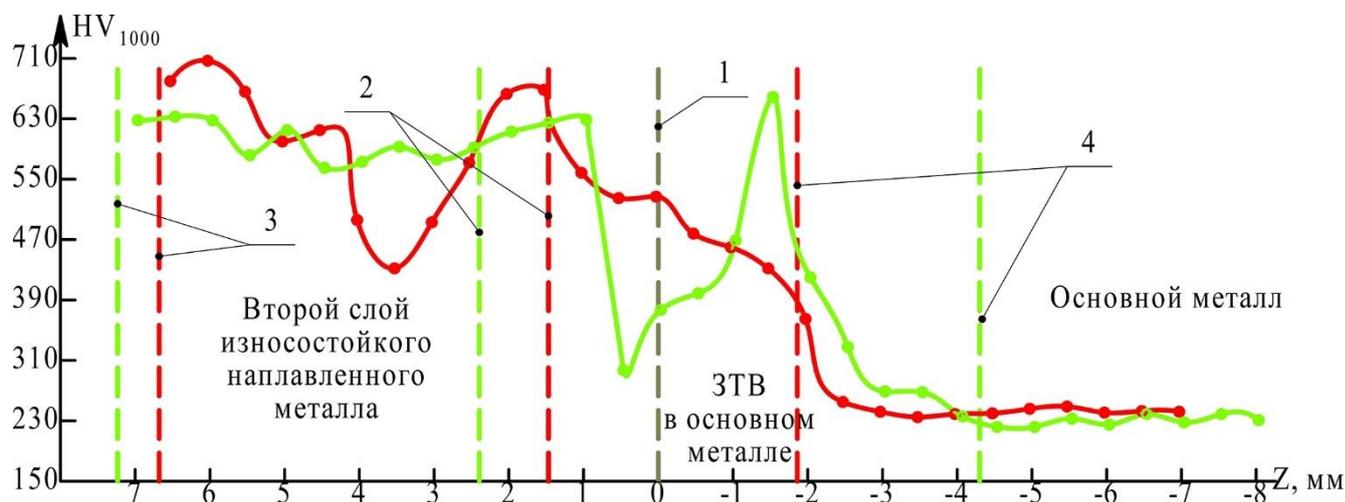


Рисунок 3.1.2 – Пример распределения твердости по высоте наплавленного сплава 25X5ФМС: 1) условная линия сплавления основного металла и износостойкого сплава, 2) условная линия сплавления первого и второго слоев и износостойкого сплава 3) кромка второго слоя износостойкого сплава, 4) условная граница зоны термического влияния в основном металле; (красный цвет – наплавка без предварительного подогрева, зеленый – с предварительным подогревом).

Установлено, что предварительный подогрев не оказал влияния на распределение хрома, молибдена, никеля и титана между основным и наплавленным металлом. Однако, в данном случае прослойка выступает барьером, препятствующим продвижению углерода в наплавленный металл (рис. 3.1.1г). Это обстоятельство связано с большим временем нахождения металла в ЗТВ при повышенных температурах, что позволило углероду, как наиболее диффузионно-подвижному элементу в рассматриваемой системе легирования, диффундировать из нижележащих слоев основного металла [142].

Структура сплава 25X5МФС, наплавленного без предварительного подогрева, представляет собой мелкодисперсный мартенсит с небольшим содержанием остаточного аустенита (рис. 3.1.3а, б), что согласуется с литературными данными [65]. Анализ структуры первого и второго слоев наплавленного металла не выявил различий в форме структурных составляющих, что подтверждается практически одинаковым распределением твердости в верхней части наплавленного металла (рис. 3.1.2). В примыкающем к условной линии сплавления наплавленном

металле отсутствуют различные диффузионные или кристаллизационные прослойки, что связано с близостью систем легирования основного и наплавленного металла. Если в металле, наплавленном без подогрева, происходит относительно плавное распределение легирующих элементов между основной и износостойким сплавом (рис. 3.1.3в), то подогрев способствовал активации диффузии атомов углерода из более глубоко расположенных слоев [142].

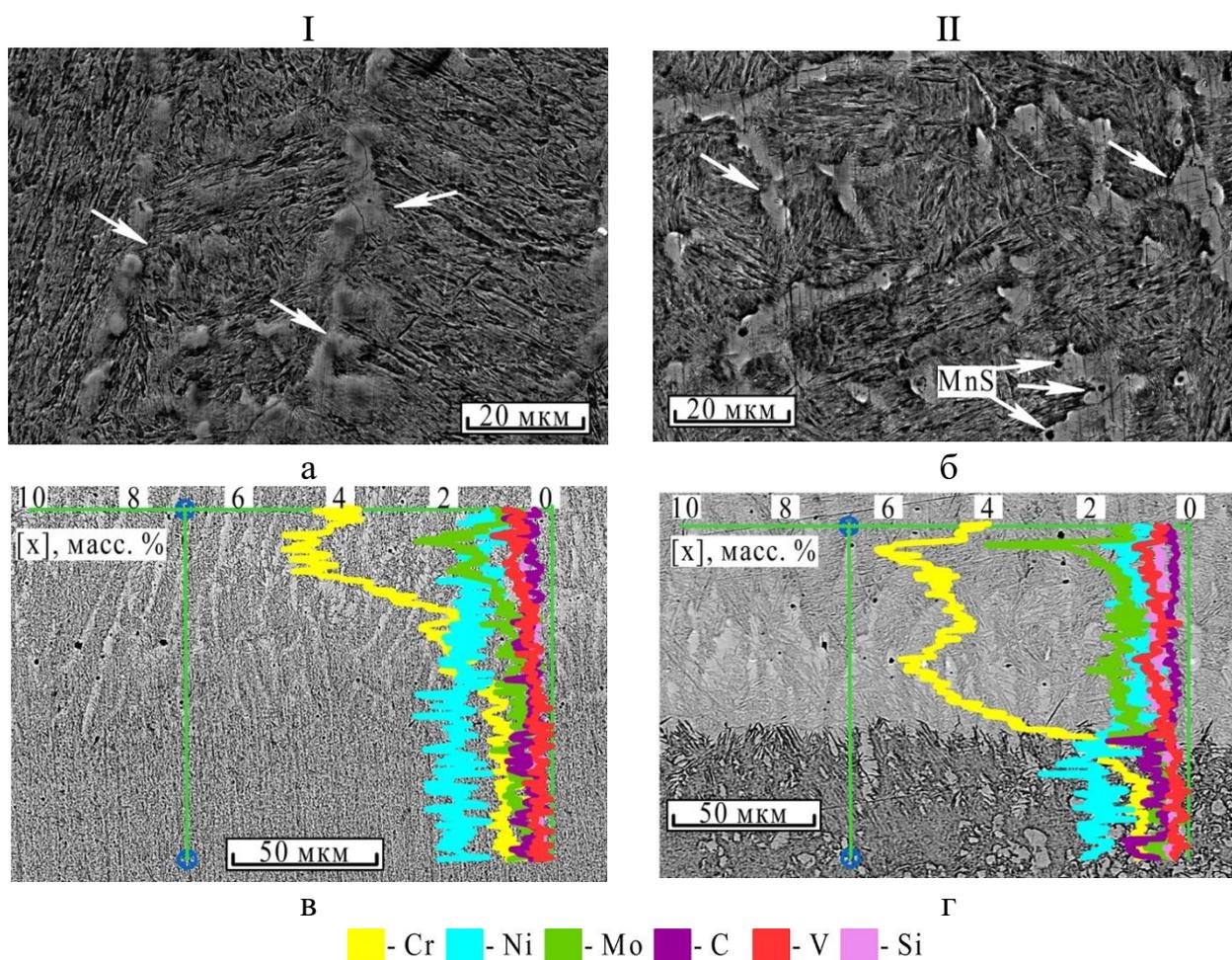


Рисунок 3.1.3 – Микроструктура сплава типа 25X5MFC, наплавленного без применения предварительного подогрева (I) и с подогревом (II): а, б) общий вид структуры (стрелками отмечены островки остаточного аустенита); в, г) участки вблизи условной линии сплавления с распределением легирующих элементов

В результате вблизи условной линии сплавления происходит насыщение основного металла углеродом, которое обуславливает развитие встречной диффузии

атомов хрома и выражается в повышенном его содержании вблизи условной границы (рис. 3.1.3г) [142].

Исследование наплавленного сплава 40X2B9ФГС выявило в нем эвтектоидную структуру с выделениями бейнита (рис. 3.1.4а, б), которая не претерпевает изменений под воздействием предварительного подогрева. Однако, в структуре первого слоя наплавленного металла, находившегося большее время при повышенных температурах, образовались участки пересыщенного вольфрамом твердого раствора, что обуславливает увеличение твердости данного сплава [142].

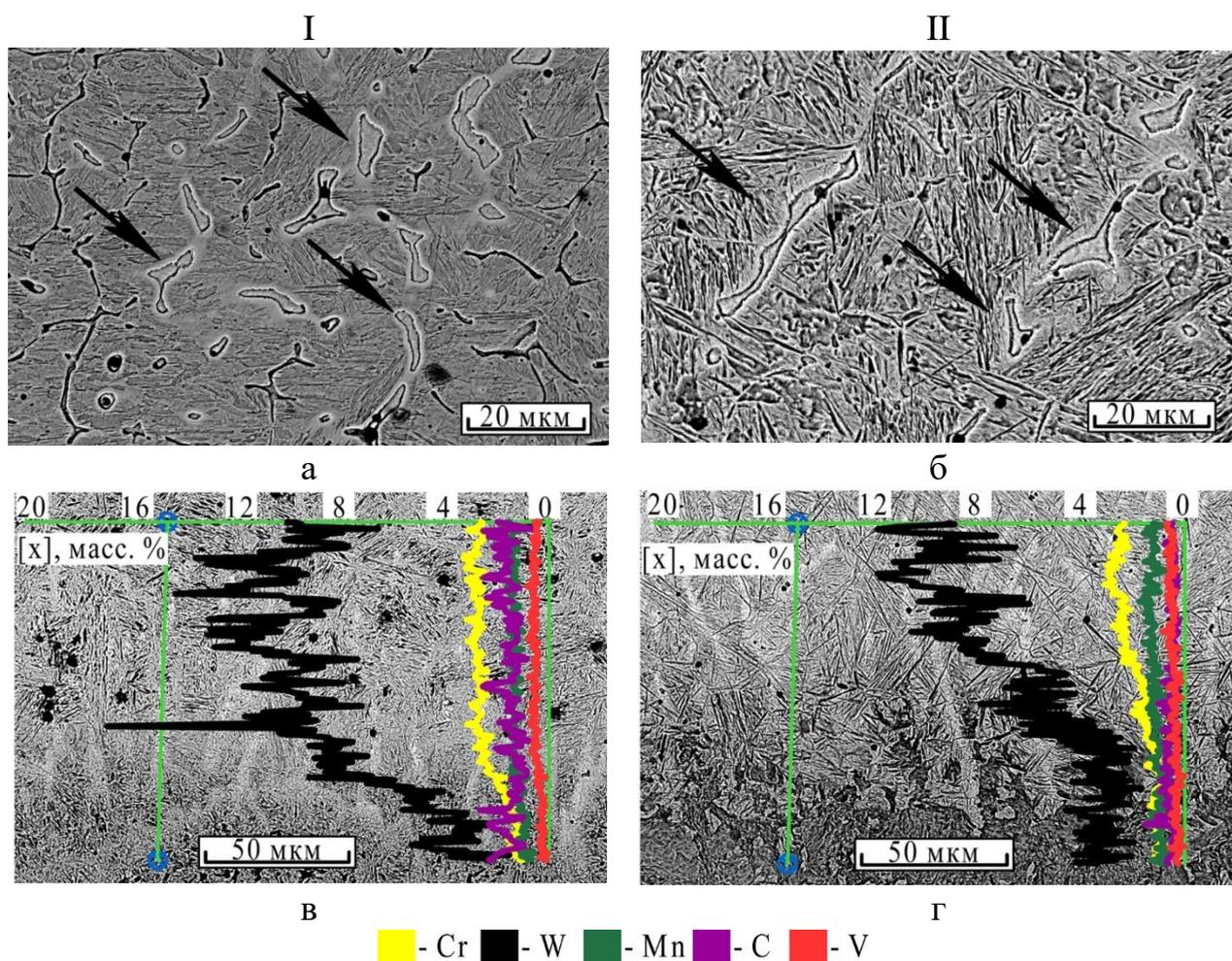


Рисунок 3.1.4 – Микроструктура сплава типа 40X2B9ФГС, наплавленного без применения предварительного подогрева (I) и с подогревом (II): а, б) общий вид структуры (стрелками обозначены участки твердого раствора вольфрама в железе); в, г) участки вблизи условной линии сплавления с распределением легирующих элементов

Вблизи линии сплавления сформировалась слабо выраженная узкая прослойка (порядка 50...70 мкм), в составе которой преобладает углерод и, диффундиро-

вавший из наплавленного металла в стальную подложку, вольфрам (рис. 3.1.4в). Подогрев металла не оказал влияние на размеры прослойки, но изменил характер распределения углерода, содержание которого в основном и наплавленном металле выровнялось (рис. 3.1.4г). Вероятно, что предварительный подогрев и не очень большая разница в концентрации углерода в металле подложки (0,55 мас.%) и в наплавочном сплаве (0,43 мас.%) создавали условия для достаточно полного протекания массопереноса углерода в наплавленный металл [142].

Зона термического влияния у всех наплавленных образцов имеет структуру бейнита, а за границей ЗТВ основной металл представляет собой мелкодисперсную ферритно-перлитную смесь с преобладанием эвтектоидной структуры. Следует отметить, что хотя предварительный подогрев и увеличил в 1,2...2,3 раза протяженность зоны термического влияния, распределение твердости в ней характеризуется отсутствием пиковых значений, типичных для закалочных структур. Особенностью формирования ЗТВ всех наплавленных сплавов является выявленная структурная неоднородность, выраженная в виде чередования вертикально ориентированных "светлых" и "темных" участков, отличающихся содержанием хрома и никеля (рис. 3.1.5) [142].

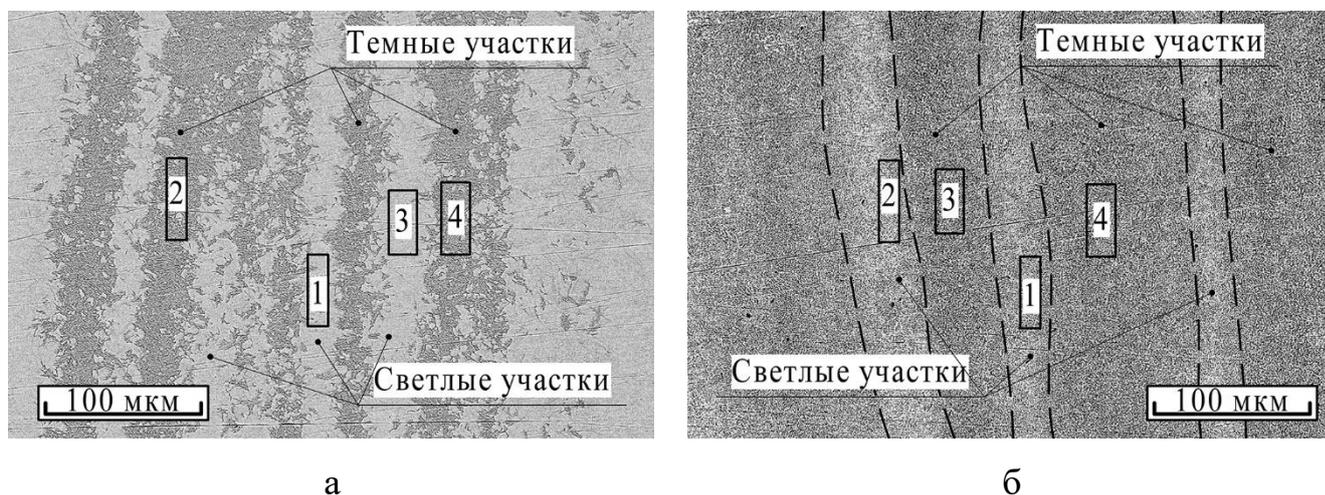


Рисунок 3.1.5 – Структуры ЗТВ основного металла после наплавки с использованием предварительного подогрева (а) и без него (б).

Такое строение металла можно рассматривать как результат наследования структурой ее дендритной ликвации, образующейся на стадии изготовления от-

ливки и сохранившейся при последующей высокотемпературной ковке. Наиболее отчетливо участки химической неоднородности идентифицируются у образцов, наплавленных с предварительным подогревом (рис. 3.1.5а), что объясняется усилением ликвации легирующих элементов под воздействием дополнительного тепловложения в металл основы. В результате разница между содержанием хрома в "светлых" и "темных" участках металла ЗТВ увеличивается с 0,1 мас.% до 0,3 мас.% (табл. 3.1.2). Содержание никеля в участках обоих видов практически неизменно и варьируется в узком диапазоне значений 1,4...1,5 мас.%. Использование подогрева обуславливает активизацию диффузию никеля в "светлые" участки, что сопровождается уменьшением его содержания в "темных" участках до 1,1...1,2 мас.% (табл. 3.1.2) [142].

Таблица 3.1.2

Распределение легирующих элементов в участках зоны термического влияния.

Номер участка по рис. 3.1.5.	Содержание легирующих элементов, мас.%	
	Cr	Ni
Наплавка с предварительным подогревом (рис. 3.1.5а)		
1	0,9	1,5
2	0,5	1,1
3	0,8	1,4
4	0,55	1,2
Наплавка без подогрева (рис. 3.1.5б)		
1	0,8	1,4
2	0,9	1,5
3	0,7	1,4
4	0,8	1,5

Следствием такой неоднородности является повышение твердости металла (до 450...600 HV) в "светлых" участках ЗТВ при относительно небольшой твердости (до 300 HV) металла "темных" участков. Эта особенность в распределении твердости по зоне термического влияния позволяет рассматривать ее как металл с переменными свойствами, сочетающими прочность и пластичность, что может способствовать повышению стойкости участков структуры, находящихся вблизи условной линии сплавления, к циклическим температурно-силовым нагрузкам [142].

Из вышеперечисленного возможно сделать вывод, что применение предварительного подогрева при наплавке колеблющимся электродом износостойких сплавов не вызывает существенные изменения структуры и свойств наплавленного металла. Однако, предварительный подогрев стали 5ХНМ, обусловил формирование структурной неоднородности в зоне термического влияния основного металла, которая проявляется в чередовании участков с различным содержанием хрома и никеля [142].

На основе анализа результатов можно рекомендовать:

- для наплавки сплава 12Х15Н4М3АТ использовать низкоуглеродистый подслоя, что снизит вероятность образования нежелательных прослоек и обеспечит более плавный характер распределения легирующих элементов между стальной подложкой и наплавленным слоем;

- при необходимости наплавки на сталь 5ХНМ сплавов с аналогичной системой легирования наплавленный металл можно формировать с использованием колеблющегося электрода без предварительного подогрева;

- выполнять наплавку сплава 40Х2В9ФГС с обязательным использованием предварительного подогрева или с формированием низкоуглеродистого пластичного подслоя.

### **3.2 Разработка состава порошковой проволоки для наплавки подслоя**

Как было показано в главе I формирование структуры бейнитного класса возможно подбором системы легирования, в которой ключевыми легирующими элементами являются марганец, молибден, никель, хром. На основе анализа влияния легирующих компонентов на кинетику образования и механические свойства наплавленного металла была определена система легирования: С-Сr-Мо-Mn-Ni-Si-Cu-Al-Ti-La. Содержание легирующих элементов предлагается в следующих диапазонах, мас. %: углерод 0,15...0,25; хром 0,3...0,5; молибден 0,4...0,6; марганец 0,8...1,0; никель 0,7...0,9; кремний 0,3...0,6; медь 0,2...0,4; алюминий 0,1...0,2; титан 0,1...0,2; лантан 0,05...0,15; железо – остальное. Расчетным путем

установлено, что такой количественный состав позволяет при непрерывном охлаждении происходить распаду аустенита в области промежуточного превращения с небольшим количеством перлита, что дает возможность развития бейнитного превращения, в достаточно широком диапазоне скоростей охлаждения (рис. 3.2.1).

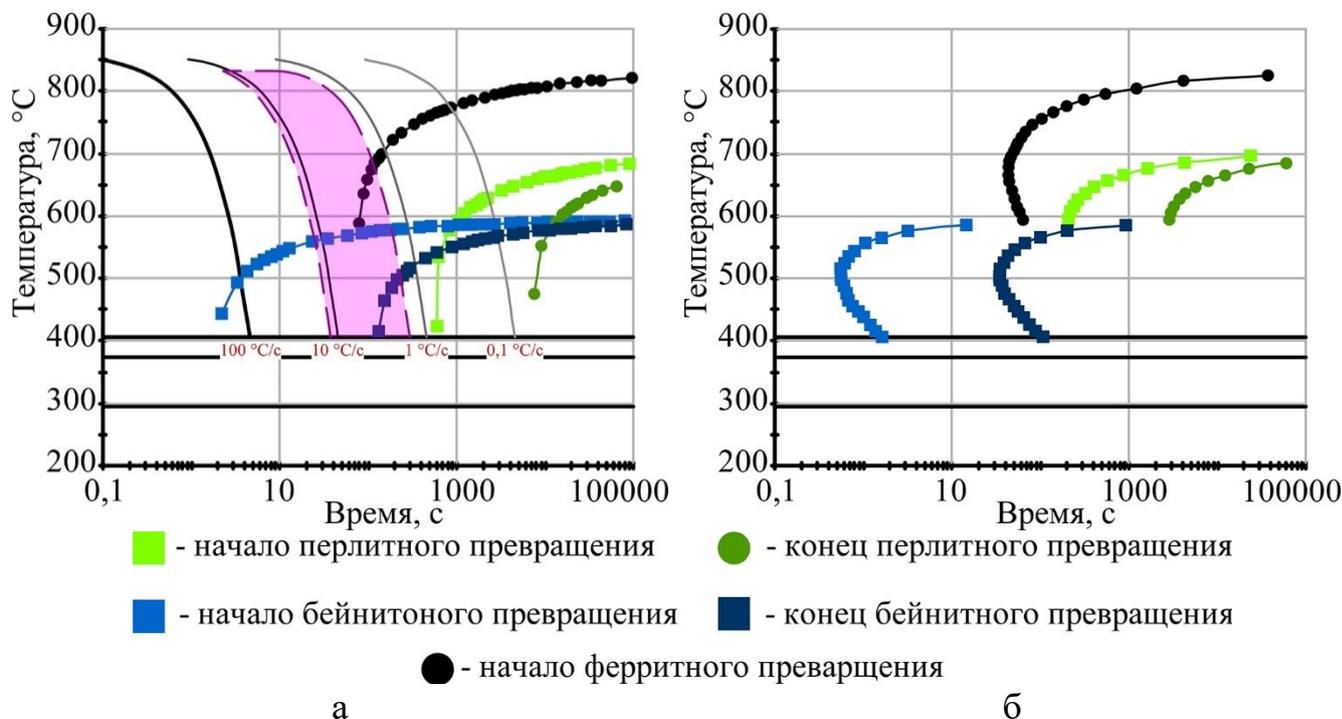


Рисунок 3.2.1 – Диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении (а) и изотермического распада аустенита (б) для исследуемого состава (получена с использованием моделирования в программе JMatPro).

Для реализации предложенной системы легирования изготавливали экспериментальные порошковые проволоки (табл. 3.2.1), после наплавки которых устанавливали взаимосвязь между количественным содержанием легирующих элементов в наплавленном металле и его механическими свойствами (табл. 3.2.2). В результате было установлено, что при выполнении соотношения между содержанием в наплавленном металле марганца, никеля, молибдена и хрома:

$$Mn = Ni + \frac{Mo + Cr}{6}, \quad (3.2.1)$$

в рассматриваемой системе легирования достигается наилучшее соотношение между механическими свойствами и возможностью получения бейнитной структуры в широком температурном интервале  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения и скоростей охлаждения

ждения, что важно при формировании подслоя в условиях повторных нагревов и охлаждений от многопроходной многослойной соседних валиков.

Таблица 3.2.1.

Состав порошковой проволоки и наплавленного металла

[патент РФ № 2830087, ВолгГТУ]

Компонент в наполнителе ПП	Содержание, мас. %	Легирующий элемент	Содержание в наплавленном металле, мас. %
ПН70Ю30	1,1-1,4	Ni	0,7-0,9
		Al	0,1-0,2
La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,9-0,9	La	0,05-0,15
ФМо58	0,72-1,0	Mo	0,4-0,6
ПТМ-1	0,45-0,9	Ti	0,1-0,2
ФХ025А	0,42-0,7	Cr	0,3-0,5
ФМ90С01LP	1,2-1,5	Mn	0,8-1,0
ФС45	0,45-0,9	Si	0,3-0,6
Na <sub>2</sub> SiF <sub>6</sub>	0,2-0,4		
ПМС-1	0,23-0,45	Cu	0,2-0,4
ГС-3	0,3-0,5	C	0,15-0,25
ПЖВ-I	0,3-0,5	Fe	Ост.
Лента из стали 08кп	Остальное		

Для получения расчетного коэффициента заполнения проволоки ( $k_3 = 0,32$ ) и обеспечения требуемого компонентного состава металла в наполнитель вводится железный порошок.

Таблица 3.2.2.

Состав и свойства наплавленного металла

Содержание легирующих элементов относительно предложенного диапазона значений	Механические свойства наплавленного металла		
	Предел прочности, МПа	Предел текучести условный, МПа	Относительное удлинение, %
Находится ниже	590-640	390-440	13-16
Соответствует	740-780	540-590	19-24
Превышает	800-850	610-650	9-11

Превышение указанного содержания марганца, хотя и способствует расширению температурного интервала устойчивости и инкубационного периода переохлажденного аустенита к диффузионному распаду, но повышает эквивалент углерода наплавленного металла и тем самым – риск образования закалочных мартенситных структур под влиянием термического цикла электродуговой наплавки. Уменьшение содержания ферромарганца менее 0,6 мас.% заметно снижает устойчивость аустенита к распаду, который начинается с образования феррита.

Содержание хрома и молибдена, в указанных пределах обеспечивает повышение прочностных свойств металла без ухудшения показателей пластичности. В то же время содержание молибдена выбрано таким образом, чтобы при непрерывном охлаждении в максимально большом диапазоне скоростей охлаждения ( $> 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с} \leq 50 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ) распад аустенита происходил в области промежуточного превращения без образования перлита, что дает возможность развитию бейнитного превращения. Дальнейшее повышение содержания молибдена нежелательно по причине смещения завершения бейнитного превращения в область значений малых скоростей охлаждения  $\leq 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  при которых создаются условия для протекания перлитного превращения.

Повышение содержания в наполнителе ПП феррохрома сверх 0,7 мас.% и ферромolibдена сверх 1,0 мас.% проявляется в снижении пластических свойств наплавленного металла, вызванном увеличением в структуре доли мартенситно-аустенитной составляющей (М/АС), снижающей вязкопластические свойства металла. Кроме этого, избыточное содержание хрома обуславливает образование в структуре феррито-карбидной смеси с возможностью появления легированных хромом карбидов цементитного типа, также снижающих пластические свойства. И наоборот уменьшение содержания ферромolibдена и феррохрома в наполнителе менее 0,72 и 0,42 мас.% соответственно ведет к снижению прочностных показателей (в частности предела текучести ( $< 500 \text{ МПа}$ ) наплавленного металла по сравнению с низкоуглеродистыми низколегированными сталями с феррито-перлитной структурой.

Легирование молибденом в указанном количестве также позволяет избежать явления отпускной хрупкости, вероятность которого повышается при выборе слишком высокой температуры отпуска или если он был недостаточно продолжительным, а также при воздействии на металл повторных нагревов в процессе многослойной наплавки.

Кремний в наплавленном металле обеспечивает подавление образования цементита и формирования бескарбидного бейнита. Легирование кремнием происходит при добавлении в шихту порошковой проволоки ферросилиция и кремнефтористого натрия. Последний также способствует уменьшению поро- и трещинообразования в наплавленном металле, обусловленном наличием водорода. Однако, если содержание кремнефтористого натрия в шихте проволоки выше 0,4 мас.% приводит к снижению устойчивости горения дуги, а содержание ниже 0,2 мас.% – повышает вероятность образования пор и трещин в металле.

При содержании в металле кремния менее 0,3 мас.% в структуре присутствуют мелкодисперсные неметаллические включения. Повышение содержания кремния сверх 0,6 мас.% проявляется в укрупнении размера зерен внутрезеренного феррита и частиц мартенситно-аустенитной составляющей, что снижает пластические свойства наплавленного металла.

Введение титана в указанных диапазонах обеспечивает формирование мелкозернистой структуры бейнитного феррита, а также увеличивает как предел прочности, так и предел текучести наплавленного металла. Легирование титаном также способствует связыванию свободного азота, который может перейти из воздушной атмосферы в реакционную зону наплавки. Превышение содержания титана в наполнителе ПП сверх 0,9 мас.% приводит к понижению пластичности наплавленного металла, а уменьшение ниже 0,45 мас.% не оказывает заметного влияния на уменьшение размера зерна бейнитного феррита.

Введение в наполнитель порошковой проволоки порошка интерметаллического соединения алюминида никеля ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) позволяет легировать никелем твёрдый раствор и одновременно повысить эффективность использования алюминия как элемента раскислителя, за счет замедления окисления его в реакционной зоне

наплавки. При этом часть алюминия расходуется на легирование твердого раствора, способствуя, как и кремний, подавлению образования цементита и формированию бескарбидного бейнита.

При увеличении содержания компонента  $Ni_3Al$  сверх указанного предела содержание в наплавленном металле никеля возрастает, что в рассматриваемой системе легирования приводит к дальнейшему повышению устойчивости переохлажденного аустенита. Вследствие чего в области промежуточного превращения увеличивается количество остаточного аустенита, достигшего критической концентрации углерода, при котором превращение аустенита в бейнитный феррит термодинамически невозможно. Такое обогащение остаточного аустенита углеродом в условиях непрерывного охлаждения обуславливает превращение его в М/АС-фазу.

Введение в наполнитель ПП порошка меди в указанном количестве способствует повышению предела текучести и снижения склонности сплава к подкалке. Превышение содержания порошка меди в наполнителе сверх 0,45 мас.% вызывает охрупчивание аустенита вследствие образования  $\epsilon$ -фазы. При минимальном количестве меди положительное ее влияние на предел текучести не обеспечивается.

Микролегирование наплавленного металла лантаном обеспечивается путем введения в шихту порошковой проволоки оксида лантана в количестве 0,3-0,9 мас. %. Содержание в наполнителе диоксида лантана менее 0,05 мас. % не обеспечивает эффект от микролегирования лантаном, а при содержании данного компонента выше 0,1 мас. % образующийся при диссоциации  $La_2O_3$  кислород в парогазовой атмосфере увеличивает окислительный потенциал в реакционной зоне наплавки и вызывает окисление, имеющих высокое к нему сродство, титана и алюминия, что обуславливает разбрызгивание электродного металла.

### 3.3 Исследование влияния параметров режима наплавки колеблющимся электродом на условия формирования бездефектного наплавленного металла

На формирование структуры и свойств наплавленного металла, помимо его химического состава, значительное влияние оказывает термомеханический цикл наплавки, определяемый ее параметрами режима. Поэтому целью этого параграфа было оценить влияние основных параметров режима дуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода (тока наплавки –  $I_n$ , напряжения на дуге –  $U_d$ , скорости наплавки –  $v_n$ , частоты колебаний –  $f$  и амплитуды колебаний –  $A$ ) на формирование наплавленного металла и на изменение структуры многослойного наплавленного металла.

#### 3.3.1 Влияния основных параметров режима наплавки на условия получения бездефектного наплавленного металла

Известно, что электрод при движении по косинусоидальной траектории обладает мгновенной скоростью, которая достигает наибольших значений в центре сварочной ванны и наименьших при нахождении электрода в ее краевых участках [124, 130]. Это обуславливает его задержку в краевых участках сварочной ванны и их перегрев относительно температуры в центральной части. Вследствие чего при наплавке существует опасность нарушения равномерности проплавления по ширине валика. На качество формирования также оказывает влияние повышенная чувствительность прослойки жидкого металла под дугой к изменению амплитуды и частоты колебаний. По этой причине подбор значений этих параметров необходимо рассматривать комплексно – во взаимосвязи с основными параметрами режима, который в наибольшей мере определяется величиной сварочного тока и линейной скоростью наплавки [143].

Траектория перемещения сварочной дуги по наплаваемой поверхности определяется системой уравнений (3.3.1). Визуализация результатов расчета (рис. 3.3.1) выражает пройденную электродом траекторию по косинусоидальной кри-

вой при заданной амплитуде  $A$  и частоте колебаний (поперечных перемещений)  $f$  совершаемых за 1 с, которая соответствует полному обороту выходного вала двигателя [143].

$$\begin{cases} X = v_n \times t \\ Y = -\frac{A}{2} \times \left[ 2 \cos(2\pi N_{\text{кол}} \times t) + 0,5 \times \frac{A}{L} \cos(4\pi N_{\text{кол}} \times t) \right], \end{cases} \quad (3.3.1)$$

где  $X$ ,  $Y$  – координата положения торца электрода по осям абсцисс и ординат соответственно, см;

$t$  – время наплавки, минуты;

$L$  – плечо кривошипа колебателя, см;

$A$  – амплитуда колебаний, см;

$v_n$  – скорость наплавки, см/мин;

$N_{\text{кол}}$  – частота оборотов выходного вала,  $\text{мин}^{-1}$ .

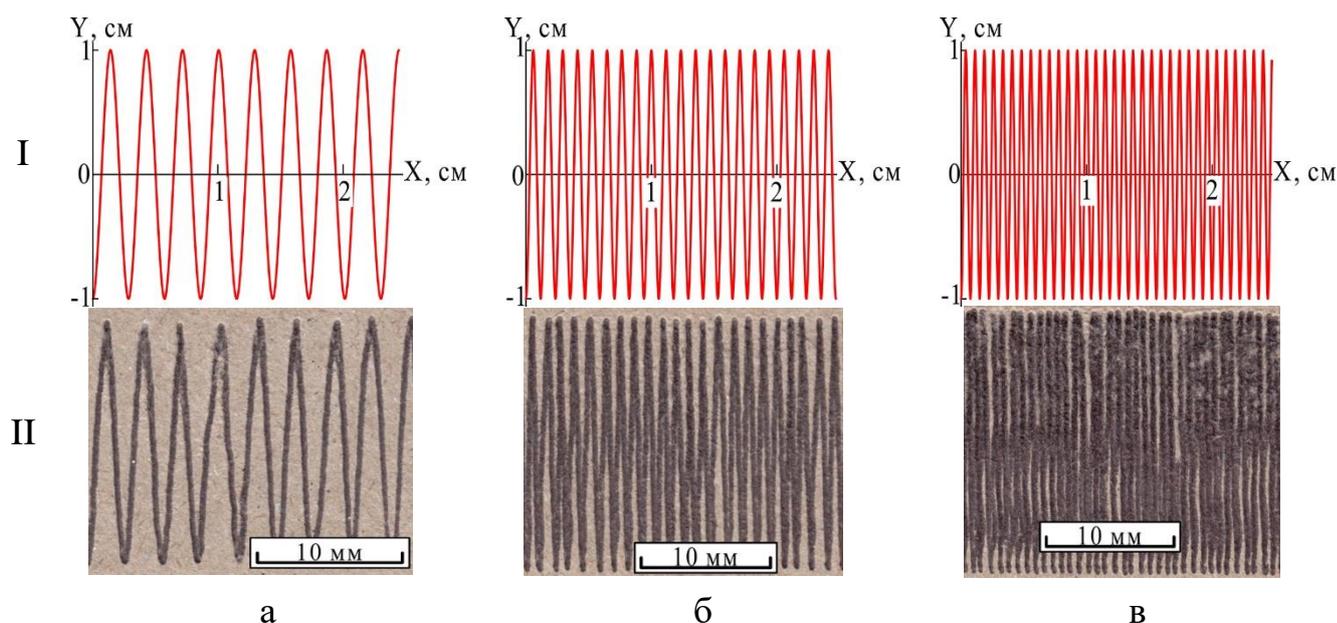


Рисунок 3.3.1 – Расчетные (I) и реальные (II) траектории сварочной дуги в плоскости перпендикулярной оси электродной проволоки в зависимости от параметров колебаний:  $f = 0,7$  Гц (а);  $f = 1,7$  Гц (б);  $f = 2,7$  Гц (в); ( $v_n = 12$  см/мин;  $A = 10$  мм)

Для исследования влияния колеблющегося электрода на формирование наплавляемого металла основные параметры режима варьировали согласно таблице 3.3.1.

Таблица 3.3.1

Параметры режима наплавки колеблющимся электродом

Изменяемые параметры							Неизменяемые параметры		
Сварочный ток, $I_n, A$	Скорость наплавки, $v_n, \text{см/мин}$	Амплитуда колебаний, $A, \text{мм}$			Частота колебаний электрода, $f, \text{Гц}$			Напряжение на дуге, $U_d, \text{В}$	Вылет электродной проволоки, $l_3, \text{мм}$
250	20	5	10	15	0,7	1,7	2,7	26	25...30
	16								
	12								
300	20								
	16								
	12								
350	20								
	16								
	12								

Анализ влияния величин  $A$  и  $f$ ,  $I_n$  и  $v_n$  выполняли во взаимосвязи этих параметров в виде диаграммы (рис. 3.3.2), которая отображает область существования режимов, обеспечивающих качественное формирование наплавленного металла [143].

$I_{св}, A$	$v_n, \text{см/мин}$	$q_{п}, \text{кДж/см}$	$A=5 \text{ мм}$			$A=10 \text{ мм}$			$A=15 \text{ мм}$		
			$f, \text{Гц}$								
			0,7	1,7	2,7	0,7	1,7	2,7	0,7	1,7	2,7
250	20	15,6	Green	Green	Green	Red	Red	Red			
	16	19,5	Green	Green	Green	Green	Red	Red			
	12	26	Green	Green	Green	Green	Green	Red	Red	Red	
300	20	18,7	Green	Green	Green	Red	Red	Red	Red	Red	
	16	23,6	Green	Green	Green	Green	Red	Red	Red	Red	
	12	31	Green	Green	Green	Green	Green	Green	Red	Red	
350	20	21,8	Green	Green	Green	Green	Red	Red	Red	Red	
	16	27,3	Green	Green	Green	Green	Red	Green	Red	Red	
	12	36,4	Green	Green	Green	Green	Green	Green	Green	Red	

Рисунок 3.3.2 – Диаграмма областей рабочих режимов наплавки колеблющимся электродом: **зеленым** цветом, выделено поле бездефектного формирования металла; **красным** цветом показаны режимы с образованием подрезов; не выделена цветом область режимов с нарушением формирования наплавленного металла.

Критерием служило отсутствие в краевых участках наплавленных валиков дефектов в виде подрезов, представляющих наибольшую опасность, прежде всего, в условиях многопроходной и многослойной сварки и наплавки колеблющимся электродом [144].

Установлено, что диапазон режимов бездефектного формирования достаточно узок и находится в области относительно высоких значений сварочного тока, низких значений скорости наплавки и частоты колебаний электрода. Вероятная причина этого связана с недостатком объема сварочной ванны при наплавке на высоких скоростях и частотах колебаний электрода, когда жидкий металл оттесняется дугой в центральную часть ванны, а по её краям в прилегающем основном металле образуются подплавленные дугой полости [143].

Также следует учитывать, что при повышении амплитуды и неизменной частоте скорость перемещения электрода возрастает, что приводит к более активному оттеснению жидкого металла, а при увеличении частоты колебаний, сокращается время нахождения дуги в краевых участках ванны. В этих условиях нет возможности заполнить оплавленные полости электродным металлом, вследствие чего формируется подрез. До определенной меры увеличение величины сварочного тока и соответственно объема поступающего в сварочную ванну расплава позволяет предотвратить образования подрезов [143].

Анализ геометрических характеристик поперечного сечения (рис. 3.3.3) валиков, наплавленных при колебании электрода с частотой  $f = 0,7$  Гц и  $1,7$  Гц, показывает отсутствие седлообразного профиля проплавления. Очевидно, это связано с рациональным соотношением частоты и амплитуды колебаний, при котором перемещающаяся по поверхности сварочной ванны дуга успевает сформировать в ее объеме близкое к равномерному тепловое поле. Причиной появления «седловидности» профиля валика, наплавленного с  $f = 2,7$  Гц, вызвано настолько большим увеличением мгновенной скорости, что нарушает формирование наплавленного валика [143].

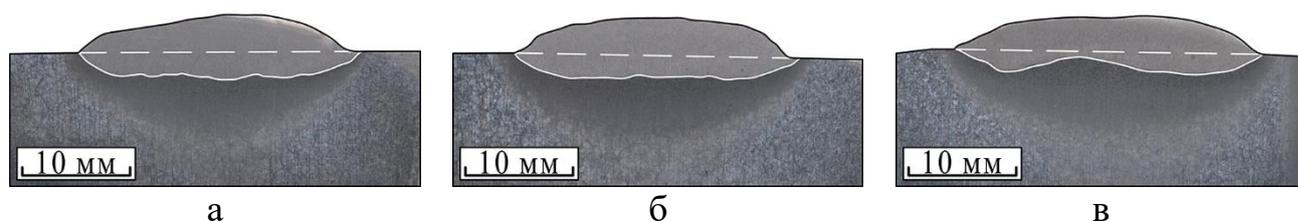


Рисунок 3.3.3 –Макросечения металла, наплавленного с использованием различной частоты колебаний электрода  $f$ : 0,7 Гц (а), 1,7 Гц (б), 2,7 Гц (в); ( $I_H = 300$  А,  $v_H = 12$  см/мин,  $A = 10$  мм)

Все наплавленные валики характеризуются плавным сопряжением поверхностей ( $\alpha > 120^\circ$ ) наплавленного и основного металла, доля которого в наплавленном металле варьируется от 34 до 45 % (табл. 3.3.2). Такое значение  $\gamma_0$  является чрезмерно большим, например, при плакировании коррозионностойкими сталями, а поэтому нежелательным. Однако, при наплавке подслоя усреднение химического состава в результате перемешивания основного и электродного металлов способствует формированию плавного градиента изменения свойств от изделия к износостойкому слою [143].

Таблица 3.3.2

## Геометрические параметры наплавленных валиков.

Контролируемые параметры	Наплавленный валик (см. рис. 3.3.3)		
	<i>а</i>	<i>б</i>	<i>в</i>
Геометрические			
Ширина наплавленного валика, мм	26,3	26,6	28,6
Высота наплавленного валика, мм	3,6	3,6	3,4
Глубина проплавления основного металла, мм	2,6	2,3	2,1
Площадь наплавленного металла, мм <sup>2</sup>	62,6	68,3	72,1
Площадь проплавленного металла, мм <sup>2</sup>	52,1	47,2	37,5
Технологические			
Доля участия основного металла в наплавленном, $\gamma_0$ , %	45	41	34
Коэффициент полноты валика	0,66	0,71	0,74
Угол сопряжения поверхностей наплавленного металла и основного, $\alpha$ , °	141	145	150

Также повышенное проплавление основного металла способствует формированию более протяженной зоны термического влияния, что приводит к термической обработке слоев, расположенных ниже. В условиях многопроходной многослойной наплавки такой технологический прием позволит дополнительно улучшить плавность изменения механических свойств по сечению наплавленной композиции [143].

### **3.3.2. Изучения влияния режима наплавки колеблющимся электродом на параметры термических циклов с использованием математического моделирования**

Тепловые процессы, протекающие в сварочной ванне, оказывают существенное влияние на структуру и свойства сварного соединения в целом и наплавленного металла в частности, что во многом определяют качество готового изделия. Важнейшим технологическим фактором, определяющим характер этих процессов, является величина и распределения мощности теплового воздействия сварочной дуги (источника тепла). Традиционно основными управляющими параметрами для классического одноэлектродного технологического процесса являются: сила сварочного тока, напряжение сварочной дуги, скорость сварки/наплавки. Накоплено множество соответствующих экспериментальных и теоретических методик подбора параметров режима сварки/наплавки для данной категории процессов. Однако, большинство из них подразумевают простое прямолинейное пространственное движение источника тепла, что позволяет рассматривать сварку/наплавку как квазистационарный физический процесс, и как результат оперировать простыми терминами наподобие погонная энергия сварочного источника. Однако, данные термины и методики неприменимы в ситуации, когда источник тепла осуществляет сложные пространственные перемещения или даже более простые поперечные колебания. В таком случае значения заданных параметров режима привязаны к траектории движения источника тепла, что значительно

усложняет процесс их определения и значительно увеличивает количество требуемых экспериментов.

Экспериментальное исследование тепловых процессов по всему объему соединения при сварке, или в наплавленном металле и зоне термического влияния при наплавке, очень трудоемко и практически неосуществимо. Достоверно возможно определять температуру лишь в некоторых точках с помощью термопар, либо на поверхности, посредством использования пирометров и тепловизоров, однако, точность данных методик до сих пор у многих экспериментаторов вызывает сомнения. В связи с обозначенными выше трудностями, в рамках теоретического исследования таких процессов, еще в конце 1930-х годов применительно к подвижным источникам тепла, первые простые аналитические модели были разработаны Розенталем и Рыкалиным. Данные модели в лучшем случае представляли собой комбинацию точечных источников тепла и адекватно описывали термические циклы лишь на достаточно большом удалении от источника тепла и для очень ограниченного вида геометрий. Наиболее достоверно описать тепловые процессы в сварочной ванне и ее окрестностях при произвольном заданном движении сварочной дуги можно лишь учитывая весь комплекс, протекающих физических процессов, что является сложнейшей задачей математического моделирования, включающей:

- магнитную электродинамику сварочной дуги с учетом плавления электродного металла [145];

- гидродинамику сварочной ванны с подвижными границами разделения фаз и сложной картиной химической неоднородности во всей расчетной области [145].

В целом в настоящее время данные проблемы достаточно эффективно решаются с помощью средств компьютерного моделирования в соответствующих программных пакетах инженерного анализа. Расчетная часть данных пакетов основана на численных методах решения дифференциальных уравнений поставленной краевой задачи. Но совокупное решение данных задач требует длительной теоретико-экспериментальной подготовки, больших временных затрат на создание

сеточных моделей, а также значительных вычислительных ресурсов для проведения численных экспериментов. Данная проблема особенно актуальна в случаях, когда необходимо выполнить не однократный расчет для исследования особенностей взаимодействия физических процессов, а целую серию расчетов, например, в рамках задачи оптимизации, со значительным количеством варьируемых параметров. Поэтому применительно к исследованию тепловых процессов, протекающих в окрестности сварочной ванны, когда физика процессов внутри самой ванны уходит на второй план, чаще всего используется комбинация численного решения задачи нестационарной теплопроводности в комбинации с соответствующей моделью распределения тепла.

Данный вид моделей появился вместе с развитием численных методов в виде простых поверхностных источников тепла [146], позже были разработаны также объемные источники различной конфигурации [147]. В настоящее же время исследователями и инженерами активно используются десятки разнообразных моделей [148], многие из которых, например, модель двойного эллипсоида Голдака [149], внедрены в специализированные программные пакеты имитационного моделирования сварочных процессов типа ESI SYSWELD. Суть использования данной категории моделей сводится к требованию совпадения границ сварочной ванны в расчете и эксперименте. Это своего рода принцип Сен-Венана применительно к тепловым процессам, если верно определены границы сварочной ванны, следовательно, верно определена температура и за её пределами. Все особенности гидродинамики сварочной ванны с ее многочисленными объемными и поверхностными эффектами (силы плавучести, эффект Марангони и др.) фактически опускаются, главное точно получить её форму в виде границы раздела фаз, и корректно задать теплофизические свойства материала за её пределами.

Стоит отметить, что каждый конкретный источник тепла применим зачастую только для определенного технологического процесса. Так конические источники тепла хорошо подходят для лучевых процессов [148], комбинированные источники для сварки трением с перемешиванием [148] и др. Расчетная практика показывает, что стандартные источники тепла плохо описывают форму сварочной

ванны при наплавке с колебаниями, специализированного же источника для таких целей не существует. Обычно небольшое изменение формы источника для стандартных процессов позволяет компенсировать массообменные процессы, протекающие в сварочной ванне, но этот подход работает только при небольших характерных скоростях движения расплавленного металла. Для классических сварочных процессов, а также в целом для технологий с большой длиной сварочной ванны, векторы скорости расплава преимущественно лежат в плоскости движения основного источника и имеют порядок скорости сварки [150], что успешно компенсируется удлинением формы источника. Для процессов сварки/наплавки с поперечными колебаниями скорость движения сварочной дуги в поперечном направлении почти на два порядка выше направления наплавки. Поэтому даже если сформировать источник по форме близкий к форме ванны при наплавке с колебаниями, это не позволит корректно воспроизвести форму ванны в численном эксперименте.

В качестве альтернативного подхода для коррекции формы сварочной ванны в данной работе предлагается использовать искусственно завышенное значения коэффициента теплопроводности жидкой фазы, которое призвано компенсировать возникающее «конвективное перемешивание». Такой подход ранее уже использовался и для классических сварочных процессов в работе [151]. В результате для корректного моделирования тепловых процессов необходимо решить две связанные задачи:

- определить подходящую модель подвижного источника и в результате решения задачи оптимизации подобрать соответствующих свободных параметров источника так, чтобы форма ванны совпала с экспериментом для наплавки без колебаний;

- модифицировать теплопроводность жидкой фазы для учета движения расплава в поперечном по отношению к наплавке направлении так, чтобы форма ванны совпала с экспериментом для наплавки с колебаниями.

Для построения корректной модели наплавки плавящимся электродом с учетом поперечных колебаний было разработано две математические модели:

1) Модель дуговой наплавки плавящимся электродом без колебаний, необходимая для определения параметров используемого теплового источника.

2) Модель дуговой наплавки плавящимся электродом с поперечными колебаниями. Параметры источника при этом соответствуют установленным в первой модели.

Для обоих случаев размеры расчетной области, а также основные параметры режимов наплавки идентичны (табл. 3.3.3).

Таблица 3.3.3

Основные режимы процесса наплавки

Сила сварочного тока, $I_n$ , А	300
Напряжение на дуге, $U_d$ , В	26
КПД процесса наплавки, $\eta$	0,75
Скорость наплавки, $v$ , см/мин	18

Геометрия валика считается сформированной в начальный момент времени с параметрами, соответствующими экспериментальным замерам (рис. 3.3.5).

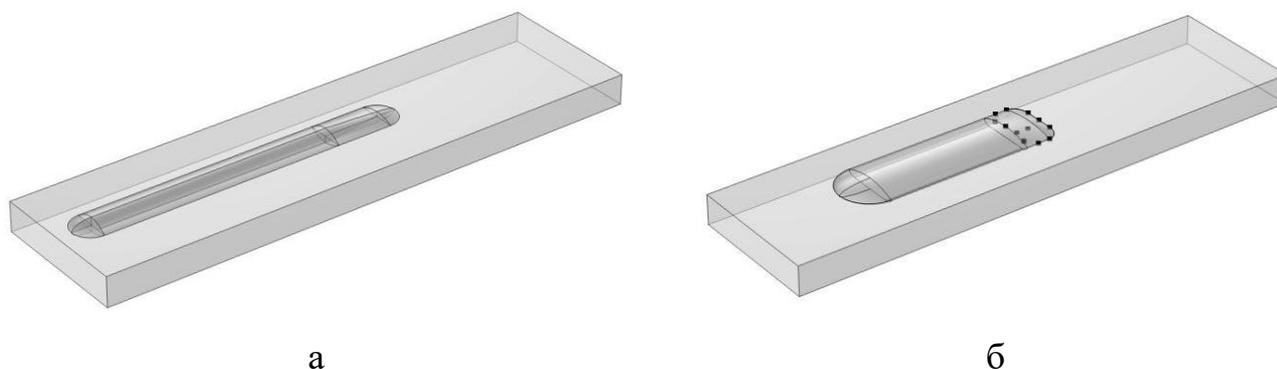


Рисунок 3.3.4 – Геометрия расчетной области модели без колебаний электрода (а) и модель с колебаниями электрода (б).

### **Модель дуговой наплавки плавящимся электродом без колебаний.**

#### *(а) Основные уравнения*

Для дуговой наплавки без колебаний распределение температуры в расчетной области можно рассматривать в рамках стационарного уравнения теплопроводности в эйлеровой постановке:

$$\rho c_p \mathbf{v} \cdot \nabla T = -\nabla \cdot \mathbf{q} + Q, \quad (3.3.2)$$

где  $\mathbf{v}$  – вектор скорости движения среды, принимаемый равным по величине скорости наплавки и противоположный ей по направлению;  $\rho$  – плотность среды;  $c_p$  – теплоемкость среды при постоянном давлении;  $\mathbf{q}$  – вектор теплового потока;  $Q$  – вектор объемных тепловых источников/стоков тепла.

В уравнении (3.3.2) вектор потока тепла определяется согласно закону Фурье:

$$\mathbf{q} = -\mathbf{k} \cdot \nabla T, \quad (3.3.3)$$

где  $\mathbf{k} = k\mathbf{1}$  – тензор теплопроводности изотропной среды;  $\mathbf{1} = \mathbf{e}_i \otimes \mathbf{e}_j$  – единичный тензор;  $\mathbf{e}_{i,j}$  – орты пространственной системы координат;  $k$  – коэффициент теплопроводности. Принималось, что свойства материалов зависят от температуры и формируются с учетом различия в химическом составе между наплавленным и основным металлами.

Для области соответствующей зоне формирования наплавленного валика, задан фазовый переход, а также введены дополнительные переменные:  $\theta_1$  – доля твердой фазы в текущей точке расчетной области;  $\theta_2$  – доля жидкой фазы в текущей точке расчетной области. Теплопроводность в зоне фазового перехода определялась по правилу механической смеси:

$$k = \theta_1 k_{\text{solid}} + \theta_2 k_{\text{liquid}}, \theta_1 + \theta_2 = 1, \quad (3.3.4)$$

Для учета скрытой теплоты фазового перехода при плавлении/кристаллизации использовался метод эффективной теплоемкости [152, 153], для которого теплоёмкость среды определяется следующим образом:

$$C_p = \theta_1 C_{p,\text{solid}} + \theta_2 C_{p,\text{liquid}} + L_{1 \rightarrow 2} \frac{1}{2\Delta T_m}, \quad (3.3.5)$$

где  $C_{p,\text{solid}}$  – теплоемкость твердой фазы при постоянном давлении;  $C_{p,\text{liquid}}$  – теплоемкость жидкой фазы при постоянном давлении;  $L_{1 \rightarrow 2}$  – скрытая теплота фазового перехода;  $\Delta T_m$  – ширина двухфазной области.

#### (б) Начальные и граничные условия

В качестве модели источника был выбран неподвижный источник тепла с гауссовым распределением вида:

$$q = q_0 \exp\left(-\frac{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}{r_0^2}\right), \quad (3.3.6)$$

где  $q_0 = \frac{nUI}{\pi r_0^2}$  – номинальная плотность теплового потока,  $x_0, y_0$  – положение центра источника;  $r_0$  – эффективный радиус источника. На остальных поверхностях задан конвективный теплообмен и потери тепла, связанные с излучением:

$$q = h(T_{amb} - T) + \varepsilon \sigma_{SB}(T_{amb}^4 - T^4), \quad (3.3.7)$$

где  $h$  – коэффициент теплоотдачи;  $\varepsilon$  – коэффициент черноты,  $\sigma_{SB}$  – постоянная Стефана-Больцмана;  $T_{amb}$  – температура окружающей среды.

### **Модель дуговой наплавки плавящимся электродом без колебаний**

#### *(а) Основные уравнения*

Для дуговой наплавки с поперечными колебаниями тепловые процессы носят нестационарный характер, поэтому принимается уравнение аналогичное (3.3.2) в нестационарной форме:

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla T \right) = -\nabla \cdot \mathbf{q} + Q, \quad (3.3.8)$$

Для учета конвективного перемешивания в поперечных основном направлению наплавки направлению вводится модифицированный изотропный тензор теплопроводности для жидкой фазы:

$$\mathbf{k} = \theta_1 \mathbf{k}_{solid} + \theta_2 \mathbf{k}_{liquid} \quad (3.3.9)$$

$$\mathbf{k}_{solid} = k \mathbf{1},$$

$$\mathbf{k}_{liquid} = k e_1 \otimes e_1 + k_{mod} e_2 \otimes e_2 + k_{mod} e_3 \otimes e_3$$

где  $\mathbf{e}_1$  – единичный вектор, соответствующий направлению наплавки;  $\mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3$  – единичные векторы перпендикулярные  $\mathbf{e}_1$  и образующие правую тройку;  $k$  – значение теплопроводности в направлении  $\mathbf{e}_1$ ;  $k_{mod}$  – значение теплопроводности в направлении  $\mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3$ .

#### *(б) Начальные и граничные условия*

Начальные и граничные условия совпадают с предыдущей моделью, в том числе совпадает конфигурация источника тепла, но дополнительно задан закон движения в поперечном направлении согласно следующему уравнению:

$$y_0(t) = -\frac{A}{2} \left[ 2 \cos(2\pi Nt) + 0,5 \frac{A}{L} \cos(4\pi Nt) \right], \quad (3.3.10)$$

где  $A$  – амплитуда колебаний;  $N$  – частота колебаний;  $L$  – плечо колебателя.

На первом этапе решалась задача оптимизации с целью определения параметров источника тепла и КПД процесса наплавки, так как действительное распределение количества тепла неизвестно. Форма ванны определялась экспериментально методом опрокидывания, что позволило получить на расчётной области точки, соответствующие её границам (рис. 3.3.5).

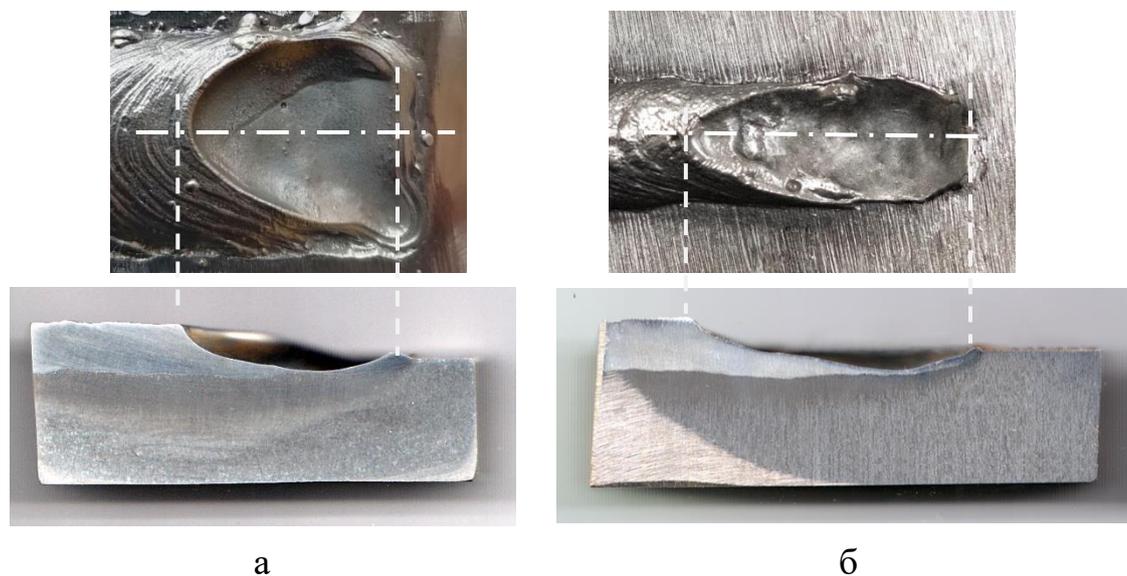


Рисунок 3.3.5 – Продольное макросечение кратера сварочной ванны, полученного в процессе наплавки с поперечными колебаниями электрода (а) и без колебаний (б); ( $I = 285$  А;  $U_d = 25-26$  В;  $f = 0,7$  Гц)

Таким образом в качестве целевой функции использовалось среднеквадратичное отклонение температуры в данных точках от температуры плавления наплавленного металла. При формировании целевой функции принималось, что двухфазная зона отсутствует и плавление/кристаллизация протекают изотермически. Задача оптимизации решалась методом Нелдера-Мида, в результате была получена форма ванны, соответствующая эксперименту, а также оптимальные пара-

метры источника тепла ( $r_0 = 4,3$  мм) (рис. 3.3.6а). Полученный термический цикл на глубине 4,5 мм представлен на рисунке 3.3.6в.

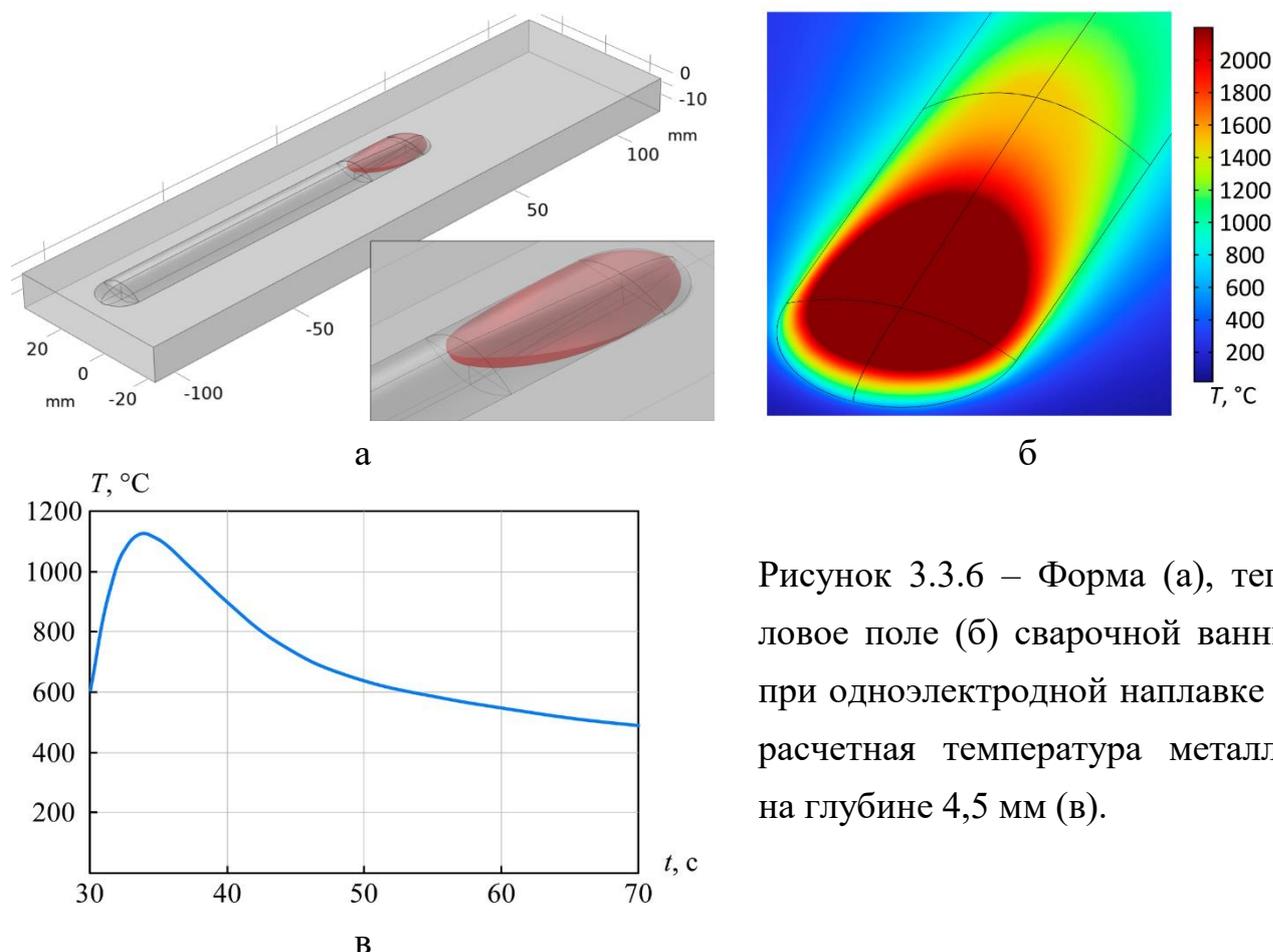


Рисунок 3.3.6 – Форма (а), температурное поле (б) сварочной ванны при одноэлектродной наплавке и расчетная температура металла на глубине 4,5 мм (в).

Для наплавки с поперечными колебаниями использовался источник тепла с параметрами, полученными в предыдущей задаче. Параметры колебаний (табл. 3.3.4) выбраны исходя из возможности формирования наиболее широкого валика при использовании режима (соответствует табл. 3.3.3.), обеспечивающего бездефектную наплавку.

Таблица 3.3.4

Параметры поперечных колебаний электрода

Амплитуда поперечных колебаний $A$ , мм	10
Плечо колебателя $L$ , мм	110
Частота колебаний $f$ , Гц	0,7

В результате проведенного расчета установлено, что сварочная ванна имеет нестационарную во времени форму и совершает ее периодическое изменение с частотой равной частоте колебаний сварочного источника (рис. 3.3.7).

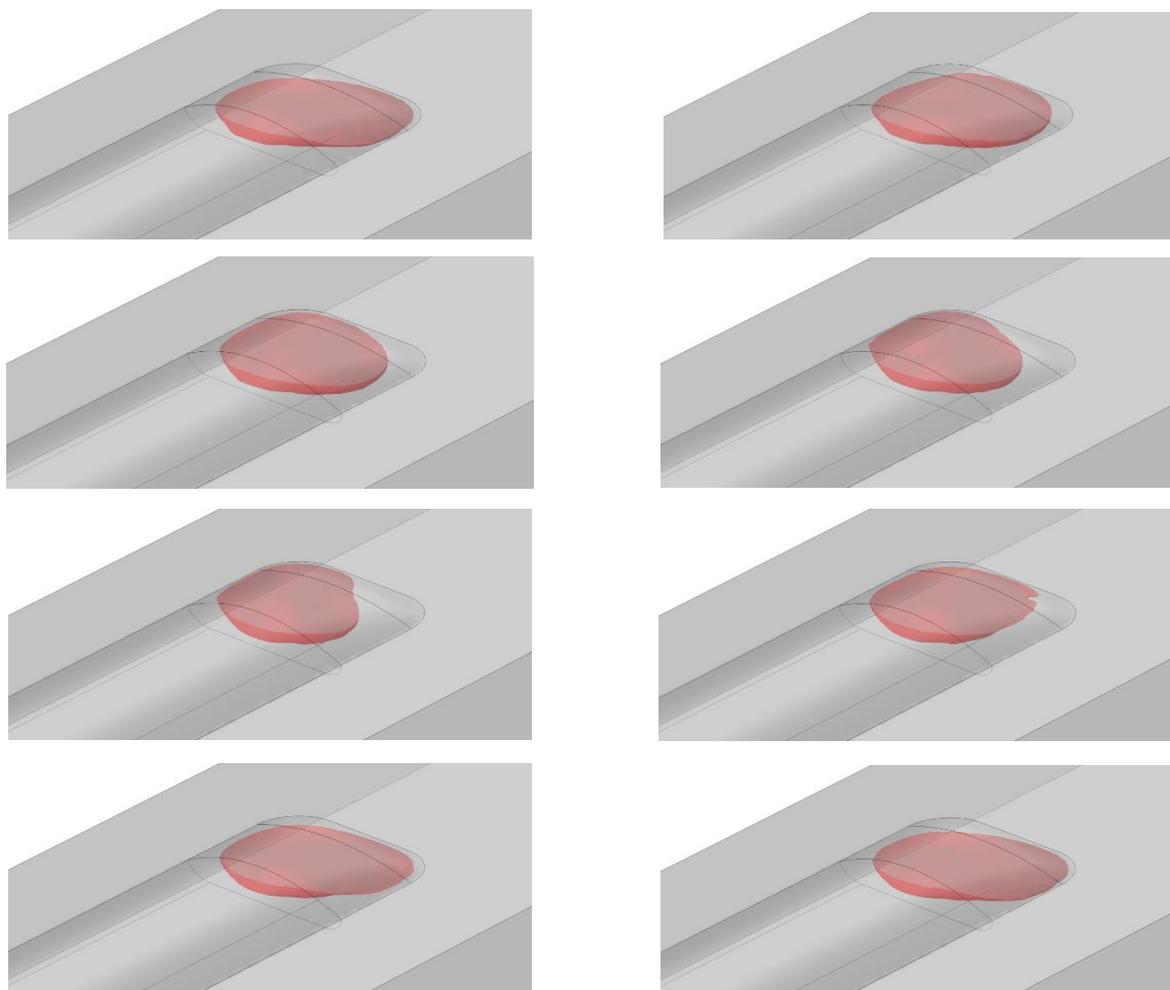
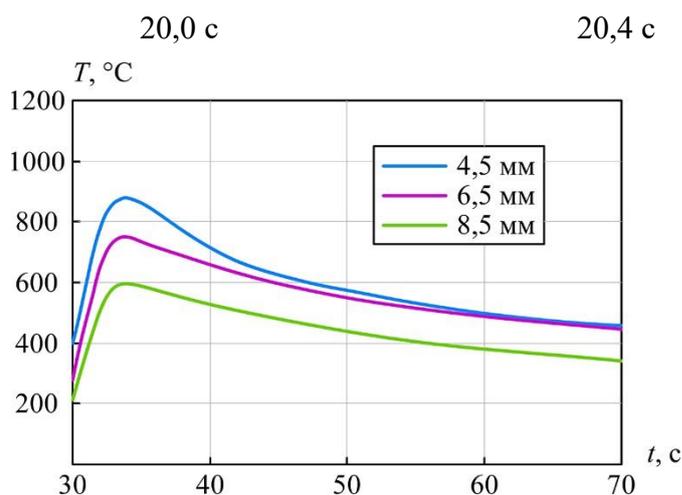
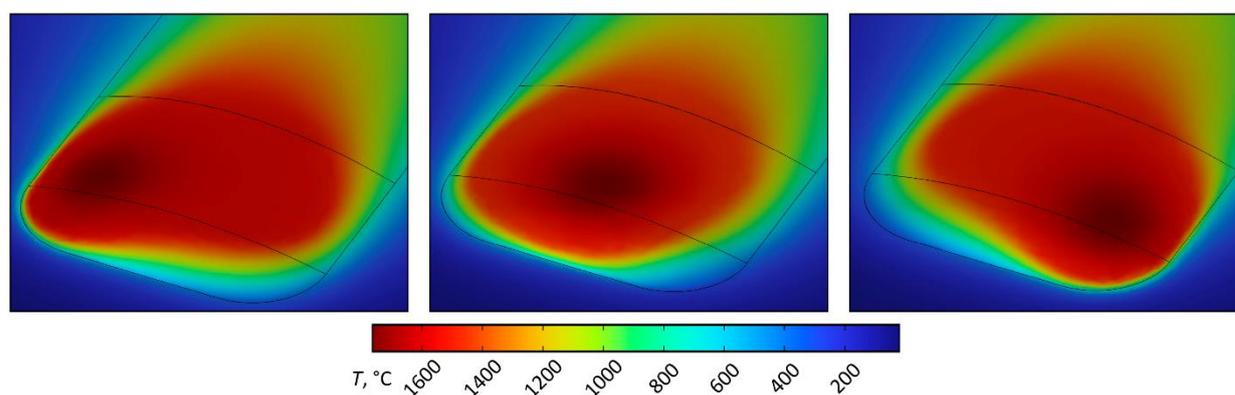


Рисунок 3.3.7 – Форма сварочной ванны в течение одного полного цикла колебаний электрода

Применение поперечных перемещений приводит к сокращению протяженности сварочной ванны и фронта кристаллизации в ее хвостовой части, который остается при этом практически неподвижным (рис. 3.3.7). Полученные при этом термические циклы наплавки на различных глубинах представлены на рисунке 3.3.7.

Анализируя рис. 3.3.8. следует отметить регулярное перераспределение наиболее высокотемпературной области сварочной ванны при периодических перемещениях дуги в поперечных направлениях. Это способствует существенному уменьшению максимальной температуры по глубине зоны термического влияния.



В

Рисунок 3.3.8 – Тепловое поле сварочной ванны при наплавке колеблющимся электродом в разные моменты времени и распределение расчетной температуры по глубине зоны термического влияния.

Вместе с тем показанная моделью нестационарность характера существования формы сварочной ванны во времени может быть причиной неравномерности формирующегося теплового поля находящегося под ванной металла. С этой целью на принятом в модели режиме (табл. 3.3.3 и 3.3.4) экспериментально определяли изменение температуры вблизи поверхности сварочной ванны [143].

Было установлено, что при подходе дуги к месту расположения спаев термопар температура возрастает не одновременно, но достигает своих пиковых значений в момент контакта расплава со спаями всех термопар (рис. 3.3.9а). Это указывает на то, что регулярное перераспределением «горячей» области сварочной ванны при ее перемещениях вслед за дугой в поперечных направлениях достигает скорости, при которой происходит выравнивание градиента температуры по ширине сварочной ванны (координата  $Y$  на рис. 3.3.9) [143].

На стадии охлаждения термические циклы в краевых участках представлены серией кратковременных температурных пиков, образующихся вследствие им-

пульсного характера распространения тепла при периодических перемещениях дуги по сварочной ванне [143].

И напротив, термический цикл в центральной части наплавленного валика обладает меньшей амплитудой пиков тепловых колебаний. Это объясняется тем, что дуга, движущаяся по периодической траектории, находится в центре сварочной ванны в 2 раза чаще, чем на одном из ее краев, и, соответственно, более длительное время термически воздействует на этот участок. Вследствие этого на кривой охлаждения, соответствующей центральной части наплавленного валика, температурные пики менее выраженные [143].

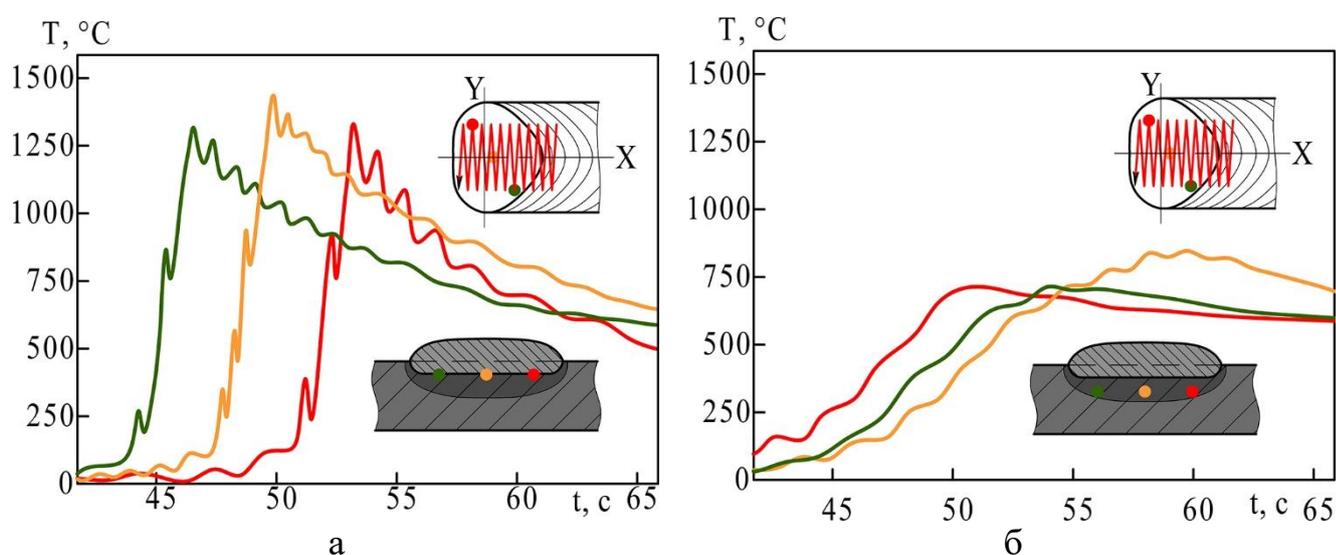


Рисунок 3.3.9 –Термические циклы при электродуговой наплавке с поперечными колебаниями электрода вблизи линии сплавления (а) и в зоне термического влияния (б) ( $f = 0,7$  Гц;  $A = 10$  мм)

Термические циклы, измеренные в зоне термического влияния, отличаются более пологим нарастанием и еще более пологим уменьшением температуры по сравнению с циклами, расположенными вблизи линии сплавления (рис. 3.3.9б). В краевых участках ЗТВ пиковая температура нагрева металла меньше на  $\sim 100$  °С максимальной температуры центрального участка, что также связано с большим временем нахождения дуги над этой зоной. Оценивая характер распределения термических циклов в ЗТВ, можно прогнозировать скорость охлаждения металла в критическом интервале  $t_{8/5}$  в интервале  $1,5-2,5$  °С/с, и сохранение этих значений

до температур начала мартенситного превращения, что позволит избежать образование закалочных структур при наплавке на углеродистые стали [143].

### 3.3.3. Исследование влияния повторного термического воздействия на формирование многослойного металла, наплавленного колеблющимся электродом

С целью оценки чувствительности наплавленного металла к повторным нагревам и охлаждениям исследовали изменение температуры в нем от выполнения последующих слоев, которые имитировали три последовательно наплавленных валика. Контролировали температуру на участке (вблизи спая термодпары), расположенном на глубине  $\sim 4,5$  мм от наплаваемой поверхности, что примерно соответствует половине высоты зоны термического влияния. Термическое воздействие от наплавки первого валика характеризуется кратковременным нагревом металла в исследуемой «точке» до температур, превышающих  $800$  °С (ТЦ № 1 на рис. 3.3.10) с последующим охлаждением со скоростью  $10$  °С/с [154].

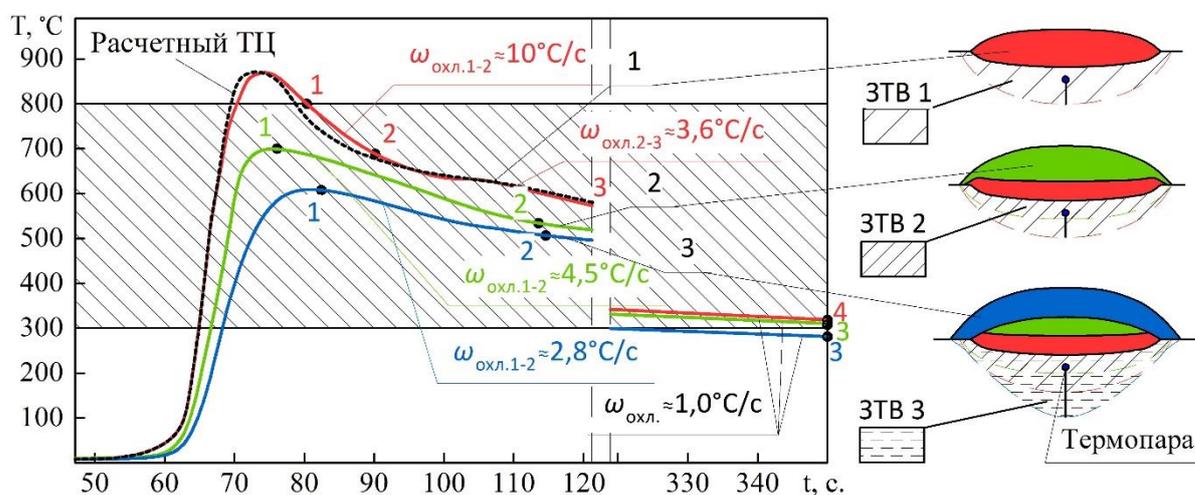


Рисунок 3.3.10 – Термические циклы в температурном интервале  $T_{8-3}$  при наплавке: ЗТВ – зоны термического влияния в наплавленном металле (первый слой) от наплавки на него валиков № 1, 2, 3.

В зону термического влияния (ЗТВ 2) от наплавки второго валика (ТЦ № 2, рис. 3.3.10) одновременно попадает нижняя часть первого валика и металл, находящийся в ЗТВ № 1. Исследуемая область находится в ЗТВ № 2, вследствие чего

наибольшее значение температуры в ней в течение примерно 5 сек. остается достаточно высокой  $\sim 700$  °С, а скорость охлаждения не превышает 4,5 °С/с. Формирование зоны термического влияния от наплавки третьего валика (ЗТВ 3) происходит в условиях, когда дуга перемещается по относительно выпуклой поверхности валика. В этом случае наплавляемый металл растекается в краевые участки, что обуславливает утонение прослойки жидкого металла под сварочной дугой, и теплоотвод в нижележащие слои увеличивается. В результате термическое воздействие хотя и происходит на большую глубину (ТЦ № 3, рис. 3.3.10), но в контролируемой «точке» значение температуры не превышает 600 °С, после чего металл охлаждается со скоростью менее 3 °С/с. Таким образом, по высоте наплавленного металла формируются зоны термического влияния, которые перекрывают друг друга и ранее выполненные валики. При этом первый слой наплавленного металла за время наплавки последующих валиков подвергается быстрым сварочным нагревам и охлаждению, скорость которого  $\omega_{\text{охл}}$  в температурном интервале  $t_{8-3}$  варьируется от 10 до 1 °С/с. Такие значения соответствуют расчетным (рис. 3.2.1), полученным при использовании выбранной системы легирования и учетом количественного содержания основных легирующих элементов в ней [154].

Рассмотрим формирование структуры в зоне термического влияния при последовательном наложении валиков. Структура наплавленного металла в исходном состоянии (без последующего термического воздействия) представлена зернами бейнитного феррита с крупными и протяженными участками мартенситно-аустенитной составляющей (М/А-фаза) (рис. 3.3.11, а-б), что характерно для относительно высоких скоростей охлаждения ( $>10$  °С/с) и температур промежуточного превращения [81]. Непреобразованный аустенит в этом случае мог не успеть превратиться в бейнит до достижения температуры начала мартенситного превращения, поскольку содержание в нем углерода достаточно велико, что приводит к появлению в структуре компонентов М/А-фазы [154].

Формирование структуры после наплавки 1-го валика происходит в условиях нагрева до температур межкритического интервала  $A_{c1}-A_{c3}$ , который вызывает  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение и неполную перекристаллизацию, которая, однако, не исклю-

часть частичного сохранения в структуре границ первичного зерна аустенита (рис. 3.3.11, в-г). Скорость охлаждения в этом случае по-прежнему остается относительно высокой (от 10 до 3,6 °C/с), что обуславливает повышение дисперсности всех структурных составляющих [154].

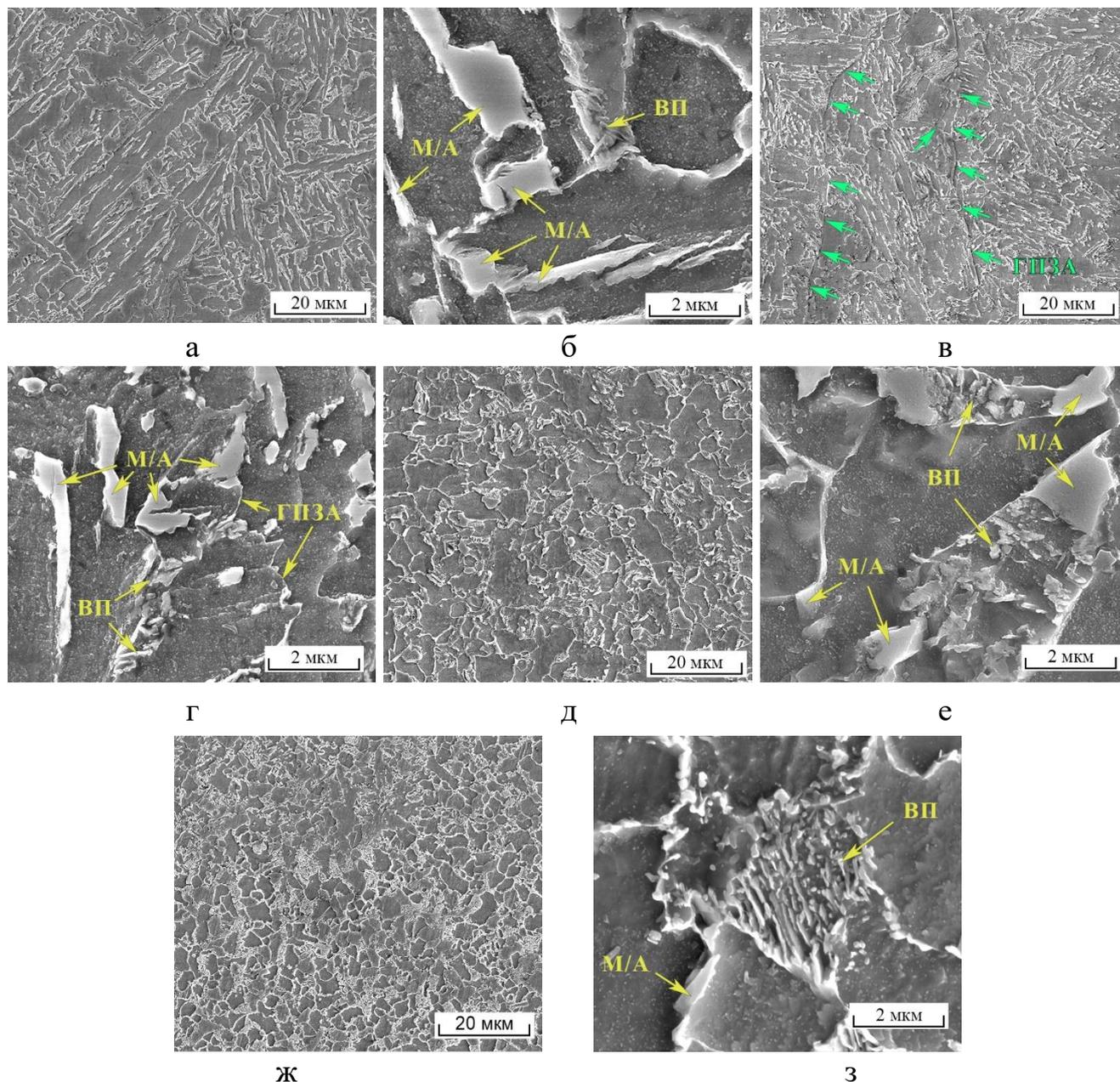


Рисунок 3.3.11 – Структуры вблизи участка установки спая термопары (рис. 3.3.10): до термического воздействия от наплавки (а-б), в ЗТВ1 после наплавки валика №1 (в-г), в ЗТВ2 после наплавки валика №2 (д-е), в ЗТВ3 после валика №3 (ж-з); стрелки **зеленого цвета** указывают на частично оставшиеся границы первичного зерна аустенита (ГПЗА).

Наплавка 2-ого валика нагревает исследуемый участок до температуры близкой к  $A_{c1}$ , при которой структура претерпевает отпуск, сопровождающийся частичным распадом М/А-составляющей с образованием феррито-цементитной смеси вырожденного перлита (ВП) (рис. 3.3.11, д-е). При выполнении 3-го валика нагревшийся до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  металл также претерпевает отпуск. Но поскольку он характеризуется наибольшим замедлением охлаждения ( $2,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  и менее) бейнитное превращение протекает при более высоких температурах и смещено в область существования перлита. В совокупности это приводит к преобладанию в структуре вырожденного перлита (рис. 3.3.11, ж), участки которого состоят из ферритной матрицы и равномерно распределенных в ней цементитных пластинок (рис. 3.3.11, з) [154].

Рассмотренная трансформация структуры отражает изменения, происходящие и по высоте трехслойного наплавленного металла, с тем отличием, что каждый слой формируется из отдельных валиков с повторяющейся по форме и занимаемой площади зоной термического воздействия (рис. 3.3.12) [154].

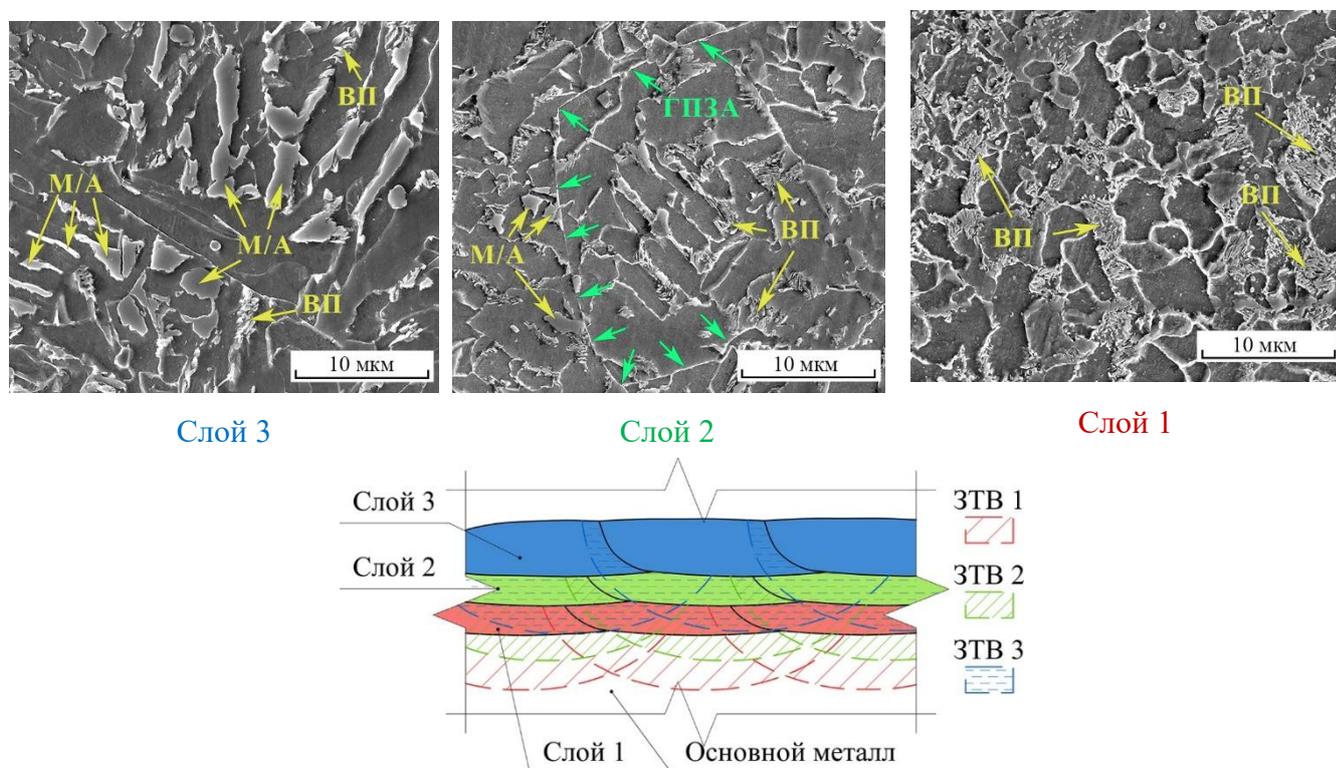


Рисунок 3.3.12 – Структуры в наплавленных слоях и схема их расположения с зонами термического влияния в трехслойном металле (стрелки зеленого цвета указывают на частично оставшиеся границы первичного зерна аустенита).

Как показано выше, по мере удаления источника нагрева от нижележащего слоя скорость его охлаждения будет уменьшаться. В соответствии с этим в верхнем слое формирование структуры происходит в условиях относительно высоких скоростей охлаждения с образованием большой доли мартенситно-аустенитной составляющей крупного размера (рис. 3.3.12). Для такой структуры характерно преобладание малоугловых и высокоугловых границ (рис. 3.3.13, а-б), что на основании [83] позволяет отнести ее к верхнему бейниту [154].

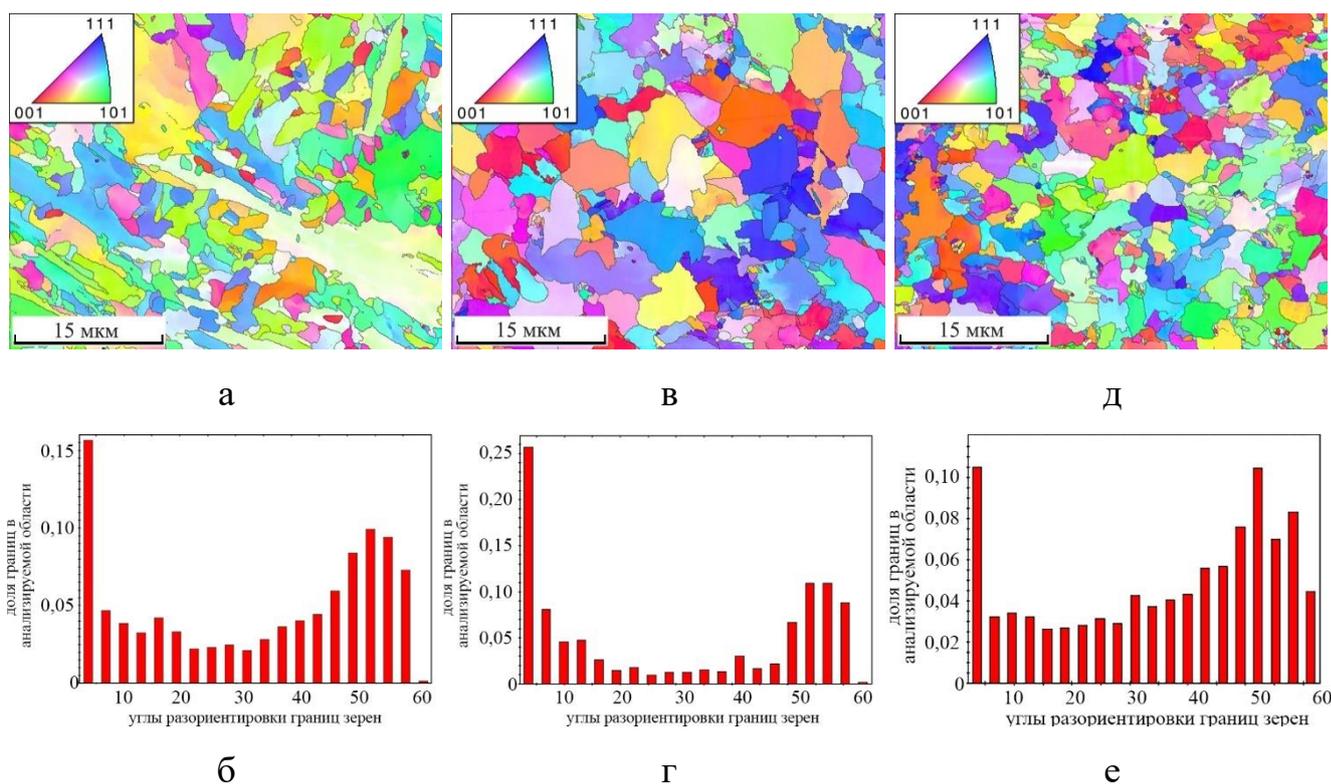


Рисунок 3.3.13 – Карты распределения углов разориентации зерен в верхнем слое (а-б), средней части наплавленного подслоя (в-г) и вблизи условной линии сплавления с подложкой (д-е).

В структуре средней части наплавленного металла увеличивается доля соседних зерен с существенно отличающимися ориентировками (001) и (111), что отражается и в увеличении доли большеугловых границ зерен в интервале  $15^{\circ}$ - $50^{\circ}$  (рис. 3.3.13, в-г; д-е). При этом в самом нижнем слое, подвергнутому наиболее длительному термическому воздействию, увеличивается содержание вырожденного перлита (рис. 3.3.12). Можно предположить, что малый размер структурных составляющих в этом слое связан с эффектом интенсификации рекристаллизации-

онного процесса под действием предварительного отпуска от наплавки последующих слоев, механизм которого подробно рассмотрен в работе [155]. Преобладание в структуре средней части наплавленного металла границ зерен с высокими углами разориентировки может способствовать отклонению или даже остановке распространения микротрещин [154].

Следует отметить, что по мере удаления источника нагрева от нижележащих слоев уменьшается не только скорость их охлаждения, но и содержание углерода. Это приводит к изменению кинетики распада аустенита. В результате в верхних слоях, содержащих 0,06-0,1 мас.% углерода устойчивость аустенита уменьшается, что способствует повышению температуры начала бейнитного превращения, которое продолжается пока оставшийся аустенит не достигнет критической концентрации углерода  $\sim 0,2$  мас.%, при которой превращение аустенита в бейнит термодинамически невозможно, поскольку обе фазы имеют одинаковую свободную энергию.

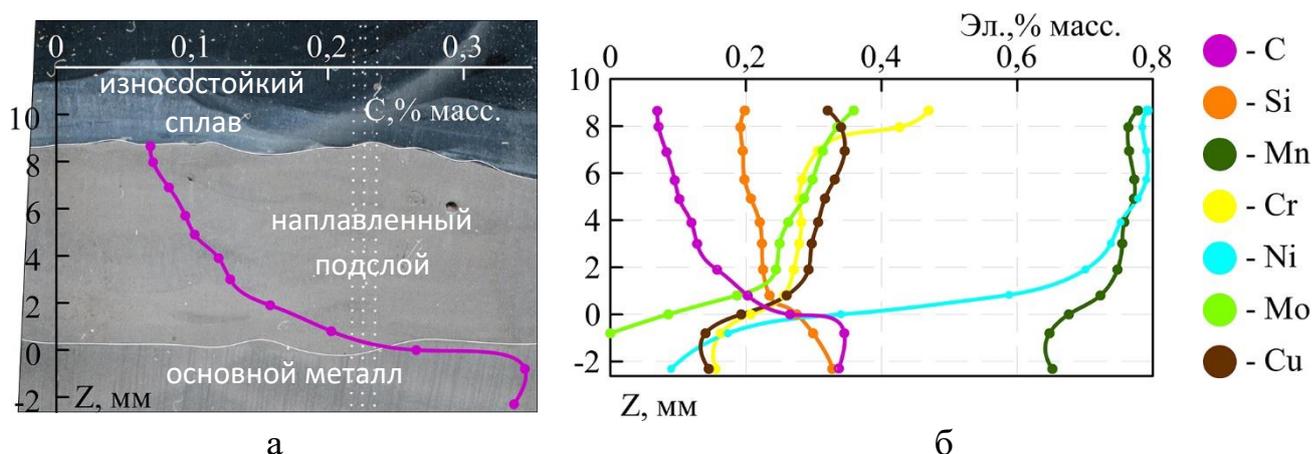


Рисунок 3.3.14 – Распределение углерода (а) и всех легирующих элементов (б) между слоями подслоя (основной металл сталь 45)

Очевидно, что чувствительность бейнитной структуры к повторным нагревам при многослойной наплавке должна проявиться и в зависимости от количества введенного тепла. С этой целью варьировали тепловложение путем изменения погонной энергии  $q_{п}$  (т.е. соотношения мощности источника тепла к скорости наплавки) в диапазоне значений (табл. 3.3.5), при котором отсутствует нарушение формирования наплавленного металла. Характер изменения структуры под влия-

нием величины  $q_{п}$  хорошо отражает распределение твердости по высоте многослойного наплавленного металла (рис. 3.3.15) от скачкообразного при использовании  $q_{п} = 15,6$  кДж/см до близкого к равномерному при увеличении погонной энергии наплавки (18 кДж/см и более) [154].

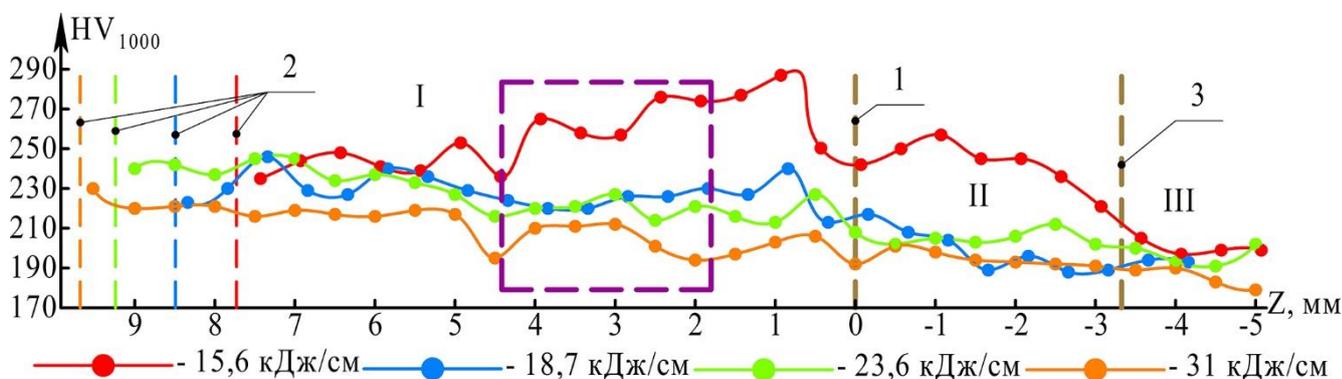


Рисунок 3.3.15 – Распределение твердости в металле, наплавленном при различных погонных энергиях: I) наплавленный металл подслоя, II) зона термического влияния в основном металле, III) основной металл; 1) условная линия сплавления основного металла и подслоя; 2) кромка наплавленного металла; 3) условная граница зоны термического влияния в основном металле (красным показано распределение при  $q_{п} = 15,6$  кДж/см, синим – при  $q_{п} = 18,7$  кДж/см, зеленым – при  $q_{п} = 23,6$  кДж/см, оранжевым – при  $q_{п} = 31$  кДж/см). Рамкой выделена область, из которой отбирался металл для испытаний.

Таблица 3.3.5

Режимы наплавки с различным тепловложением

$I_{п}$ , А	$U_{д}$ , В	Эффективный к.п.д. нагрева дугой, $\eta$	$v_{п}$ , см/мин	$q_{п}$ , кДж/см
300±20	26±1	0,8	24±1	15,6
			20±1	18,7
			16±1	23,6
			12±1	31

Использование низких значений погонной энергии, при которых процесс наплавки ведется на повышенной скорости, не позволяет термически воздействовать на всю высоту наплавленного предыдущего слоя. Поскольку такой режим отличается повышенными скоростями охлаждения металла, это приводит к со-

хранению в структуре тонких длинных реек, характерных для речной морфологии бейнита (рис. 3.3.16, а), и обуславливает заметное повышение твердости металла (рис. 3.3.15). Основной металл также проявляет высокую чувствительность к повышенной скорости охлаждения, что выражается в увеличении твердости в зоне термического влияния склонной к закалке углеродистой стали [154].

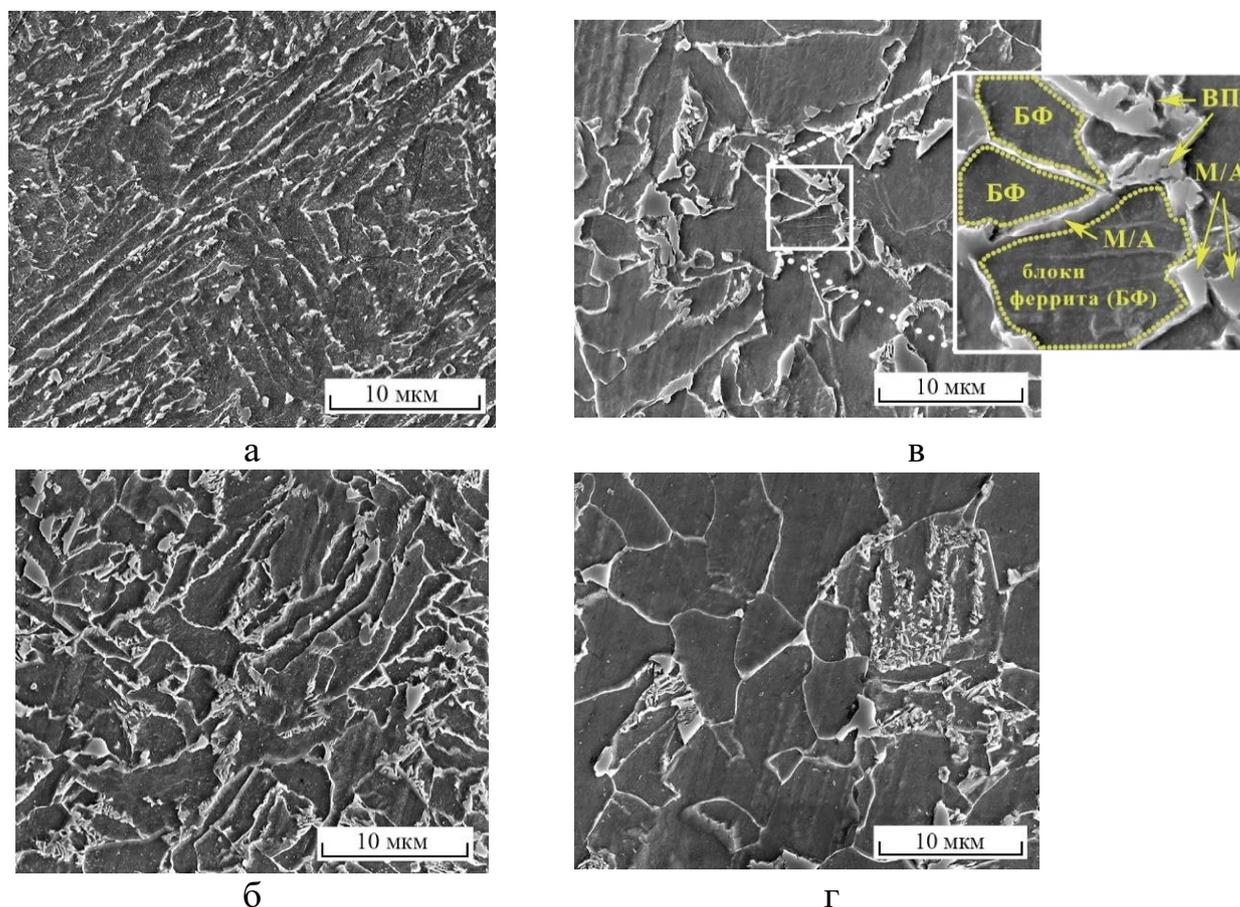


Рисунок 3.3.16 – Структуры металла, наплавленного на различных значениях  $q_{п}$  (кДж/см): 15,6 (а), 18,7 (б), 23,6 (в), 31 (г). Изображения получены в средней части наплавленного металла.

Характерной особенностью структур, полученных на средних значениях  $q_{п}$  (18-24 кДж/см) является содержание в них участков вырожденного перлита и островков мартенситно-аустенитной составляющей (рис. 3.3.16, б-в). Но если при 18,7 кДж/см в структуре суммарная доля М/А и ВП составляет более 17 об.%, то при переходе на 23,6 кДж/см суммарное содержание этих составляющих почти двукратно снижается (рис. 3.3.17, а), что объясняет заметное повышение показателей пластичности. Немаловажно, что при этом прочностные свойства металла

снижаются менее значительно (рис. 3.3.17, б). В такой структуре образуются крупные и более равновесные зерна гранулярного бейнита, состоящие из огрубленных ферритных блоков (рис. 3.3.17, в) и расположенных на их границах М/А-фаз стержневой и зернистой формы [154].

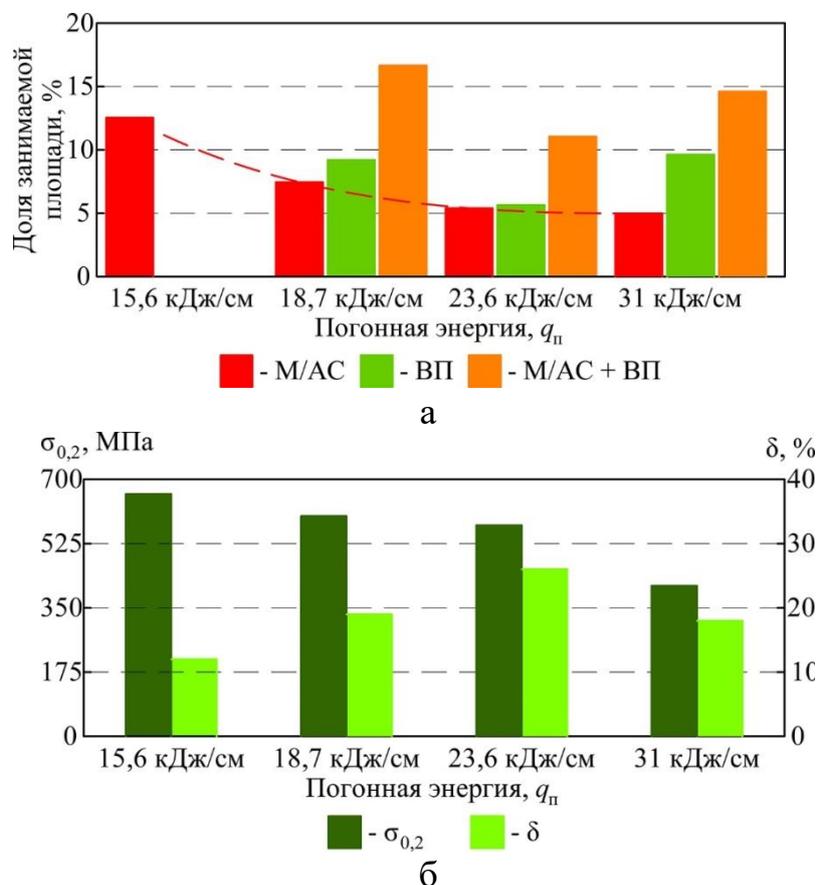


Рисунок 3.3.17 – Долевое участие структурных составляющих (а) и свойства металла (б), наплавленного при различной погонной энергии ( $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести,  $\delta$  – относительное удлинение)

Использование наибольшего значения погонной энергии (31 кДж/см) приводит к снижению уровня твердости не только по высоте многослойного металла, но и при переходе в зону основного металла. Причина этого связана со значительным термическим воздействием на нижележащие слои, вследствие чего формирование в них структуры происходит при наименьших скоростях охлаждения. В результате в структуре преобладают крупные ферритные зерна (рис. 3.3.16, г). Одновременно с этим содержание в структуре продуктов неполного превращения – смеси из частиц вырожденного перлита и мартенситно-аустенитной фазы несколько повышается (рис. 3.3.17, а). Тем не менее значения условного предела текучести и относительного удлинения у такого металла снижаются (рис. 3.3.17, б) [154].

Изменение частоты колебаний  $f$  показало отсутствие ее существенного влияния на значение твердости в зоне термического влияния, но отразилось на уровне твердости наплавленного металла (рис. 3.3.18). Наиболее заметное снижение твердости в верхней части наплавленного металла выявлено при использовании значения  $f = 0,7$  Гц. Использование более высоких частот колебаний 1,7 Гц и 2,7 Гц обуславливает более однородное распределение значений твердости по всей высоте наплавленного металла [143].

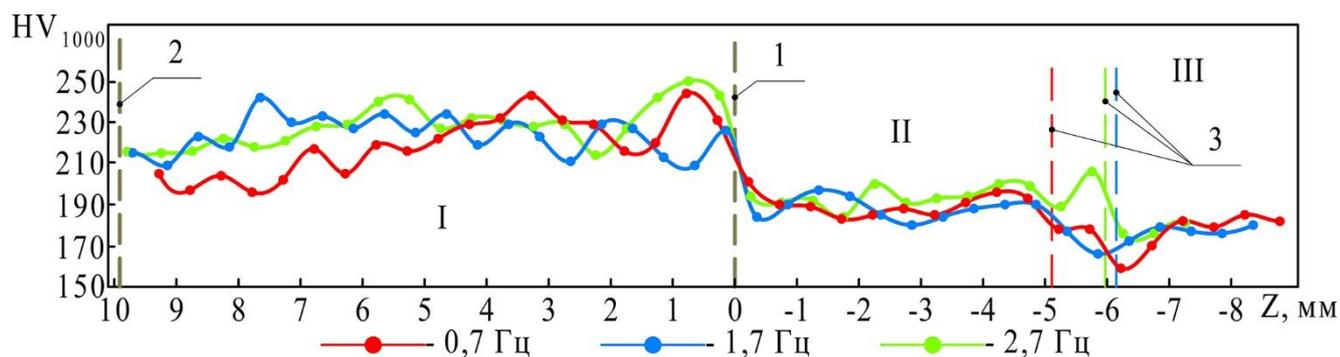


Рисунок – 3.3.18. Распределение твердости между трехслойным наплавленным металлом и основным металлом в зависимости от частоты колебаний электрода  $f$ : I) наплавленный металл подслоя, II) зона термического влияния в основном металле, III) основной металл; 1) условная линия сплавления основного металла и подслоя, 2) кромка наплавленного металла, 3) условная граница зоны термического влияния в основном металле (красным показано распределение при  $f = 0,7$  Гц, синим – при  $f = 1,7$  Гц, зеленым – при  $f = 2,7$  Гц).

Поскольку для рассматриваемой системы легирования характерно образование в бейнитной структуре мартенситно-аустенитной фазы (М/АС) и вырожденного перлита (ВП) [81, 83], оказывающих заметное влияние на прочностные показатели, то представляет интерес оценить чувствительность этих фаз к изменению частоты колебаний  $f$ .

В структуре (рис. 3.3.19, а) металла, полученного при использовании  $f = 0,7$  Гц, содержание мартенситно-аустенитной составляющей и вырожденного перлита минимальное (рис. 3.3.20). Это можно объяснить формированием структуры в условиях более высоких скоростей охлаждения наплавленного металла, чем при

использовании повышенных частот колебаний ( $\geq 1,7$  Гц), способствующих лучшему сосредоточению тепловой мощности в объеме сварочной ванны [143].

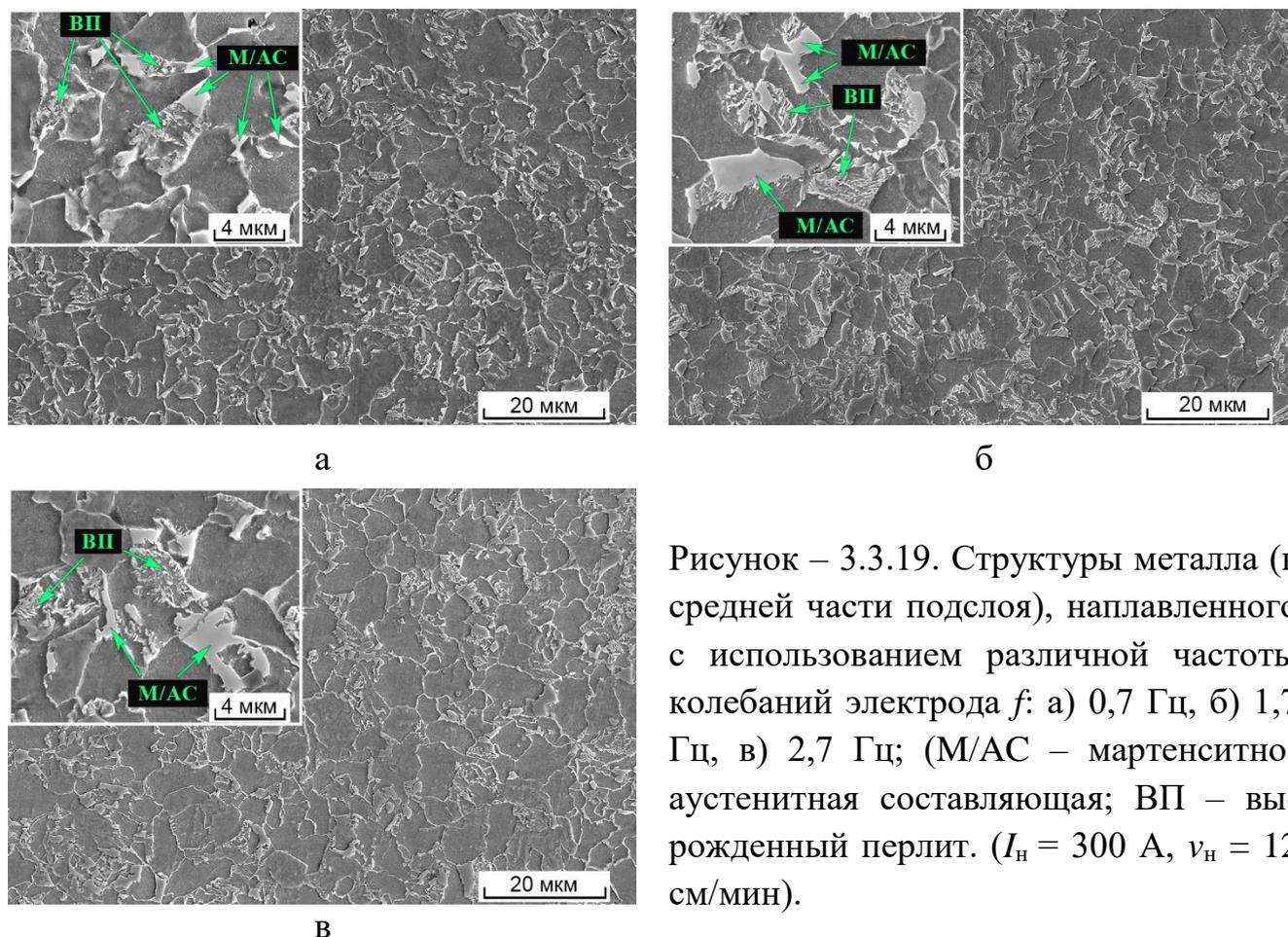


Рисунок – 3.3.19. Структуры металла (в средней части подслоя), наплавленного с использованием различной частоты колебаний электрода  $f$ : а) 0,7 Гц, б) 1,7 Гц, в) 2,7 Гц; (М/АС – мартенситно-аустенитная составляющая; ВП – вырожденный перлит. ( $I_H = 300$  А,  $v_H = 12$  см/мин).

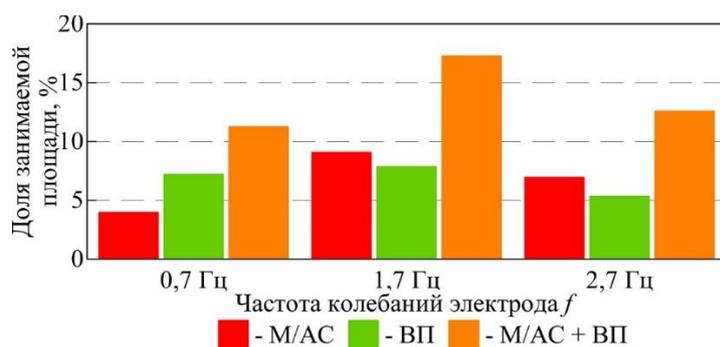


Рисунок – 3.3.20. Распределение долей структурных составляющих при наплавке с использованием различной частоты колебаний электрода  $f$ .

С увеличением частоты колебаний до 1,7 Гц доля занимаемой в структуре М/АС-составляющей увеличивается более чем в 2 раза (рис. 3.3.19, б и рис. 3.3.20) при незначительном увеличении содержания вырожденного перлита. В тоже время при использовании еще более высокой частоты  $f = 2,7$  Гц дальнейшего роста

М/АС-фазы и вырожденного перлита не происходит, а морфологически структура не изменяется [143].

Наиболее вероятная причина увеличения содержания в структуре мартенситно-аустенитной составляющей при повышенных значениях  $f$  вызвана изменением тепловых условий, а именно замедлением скорости охлаждения металла вблизи температур наименьшей устойчивости аустенита. Это приводит к дальнейшему повышению устойчивости переохлажденного аустенита. Вследствие чего в области промежуточного превращения увеличивается количество остаточного аустенита, достигшего критической концентрации углерода, при котором превращение аустенита в бейнитный феррит термодинамически невозможно. Такое обогащение остаточного аустенита углеродом в условиях непрерывного охлаждения обуславливает превращение его в мартенситно-аустенитную составляющую [143].

На основе проведенных исследований были изготовлены трехслойные композиты «основной металл – подслоя – износостойкий сплав» с использованием материалов, применяемых в производстве металлургического инструмента: в качестве основного металла сталь 5ХНМ, а в качестве износостойкого металла – сплав 12Х15Н4М3АТ, промышленные аналоги которого применяют для упрочнения рабочих поверхностей трубопрокатных валков [154].

Проведенное термическое циклирование композитных образцов показало, что использование в качестве подслоя низкоуглеродистой стали обусловило образование участка с «провалом» твердости (рис. 3.3.21, а) как в состоянии после наплавки, так и после испытания [154].

При наплавке подслоя из хромоникелевой аустенитной стали падение твердости на участке подслоя становится не таким выраженным (рис. 3.3.21, б), но также, как и в предыдущем случае, приводит к возрастанию твердости в зоне термического влияния основного металла. Низкие значения твердости в износостойком слое обусловлены укрупнением в нем размера зерна вследствие пониженной теплопроводности аустенитного подслоя, являющегося термобарьером и препятствующим отводу тепла от рабочего слоя, перегревая его. Выявленные перепады в распределении значений твердости, а как следствие и остаточных напряжений на



### Выводы к главе III

1. Установлено, что диапазон бездефектного формирования наплавленного колеблющимся электродом металла (для рассматриваемого диаметра порошковой проволоки) находится в области относительно высоких значений сварочного тока (350 А), малых значений скорости наплавки (до 16 см/мин) и частоты колебаний электрода ( $\leq 1,7$  Гц).

2. Согласно результатам разработанной математической модели процесса наплавки с регулярными перемещениями (колебаниями) дуги в поперечных направлениях использование небольшой частоты колебаний ( $f = 0,7$  Гц) является уже достаточным условием для перехода процесса в квазистационарный, что подтверждается (верифицируется) экспериментальным измерением температуры металла под поверхностью сварочной ванны. В совокупности с существенным уменьшением максимальной температуры по глубине зоны термического влияния по сравнению с процессом наплавки без колебаний обеспечивает минимизацию времени пребывания металла при высоких температурах и способствует замедлению роста зерна аустенита.

3. Установлено, что наибольшую чувствительность к изменению частоты колебаний проявляет мартенситно-аустенитная составляющая, содержание которой в структуре достигает своего наибольшего значения (9 об.% при  $f = 1,7$  Гц). Наплавка с использованием наименьшего значения  $f = 0,7$  Гц приводит к снижению (до 12 об.%) суммарного содержания в структуре М/АС-фазы и вырожденно-го перлита, но обуславливает уменьшение твердости наплавленного металла.

4. Применение для формирования металла подслоя в условиях многослойной наплавки колеблющегося электрода позволяет реализовать в зоне термического влияния скорость охлаждения в диапазоне 10-1 °С/с, что делает возможным распад аустенита для рассматриваемой системы легирования в области промежуточного превращения. Сочетание относительно небольшой скорости охлаждения и

протяженной ЗТВ также предотвращают образование закалочных структур в основном металле – подложки из углеродистой стали.

5. Роль термического воздействия от повторных нагревов при многослойной наплавке проявляется главным образом в увеличении в структуре доли границ зерен с высокими углами разориентировки, обусловленных изменением морфологии бейнитного феррита вследствие частичной перекристаллизации и отпускных явлений. Получение такой структуры может препятствовать распространению микротрещин в наплавленном металле при эксплуатации в условиях циклических теплосмен.

6. Для формирования плавного градиента твердости при переходе от многослойного подслоя к основному металлу из углеродистой стали необходимо выполнять наплавку на режиме, обеспечивающем погонную энергию не менее 18 кДж/см. При этом наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств металла подслоя достигается при использовании значений погонной энергии, не превышающих 24 кДж/см, при которых суммарное содержание в структуре М/А-фазы и вырожденного перлита является наименьшим.

## **Глава IV. ИЗУЧЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ОПРАВКИ ТРУБОПРОШИВНОГО СТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТОЛЩИНЫ ПОДСЛОЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ЕЕ НАПЛАВКЕ**

### **4.1 Исследование влияния толщины подслоя на свойства наплавленной композиции**

В технологических рекомендациях по наплавке любого изделия содержится обязательный параметр – требуемая толщина наплавленного металла. Поскольку разрабатываемый металл предназначается для наплавки инструмента металлургического назначения (относительно малогабаритной трубопрошивной оправки), работающего в условиях циклического термосилового воздействия, то определение рациональной толщины наплавленного металла промежуточного слоя в композиции «основной металл – подслой – износостойкий сплав» является технологически важной задачей. Превалирующей причиной разрушения рабочей поверхности является совокупность остаточных напряжений, возникающих и накапливаемых в результате действия эксплуатационных нагрузок (циклические теплосмены и давление). Оценка влияния подслоя на напряженно-деформированное состояние позволит прогнозировать ресурс инструмента.

#### **4.1.1 Оценка влияния термического циклирования на изменение внутренних напряжений**

Для установления зависимости термической выносливости износостойкого материала (стойкость к образованию трещин термической усталости) от толщины буферного слоя проводили эксперименты по термоциклированию многослойных наплавленных образцов призматической формы с размерами  $40 \times 40 \times 20$  мм (рис. 2.3.4). В качестве износостойкого металла использовали сплав 25Х5МФС, наплавленный в два слоя (общая толщина до  $5^{+1}$  мм), а подслоя формировали в

два, три и четыре слоя (общая толщина  $4\pm 1$ ,  $6\pm 1$  и  $8\pm 1$  мм соответственно) на стали 45.

Внешний осмотр поверхности (рис. 4.1.1) образцов после испытаний не выявил значительных отличий между ними. На поверхности всех образцов в области нагрева наблюдается выпуклость металла, вероятно, образовавшаяся вследствие его пластической деформации вследствие действия циклических теплосмен.

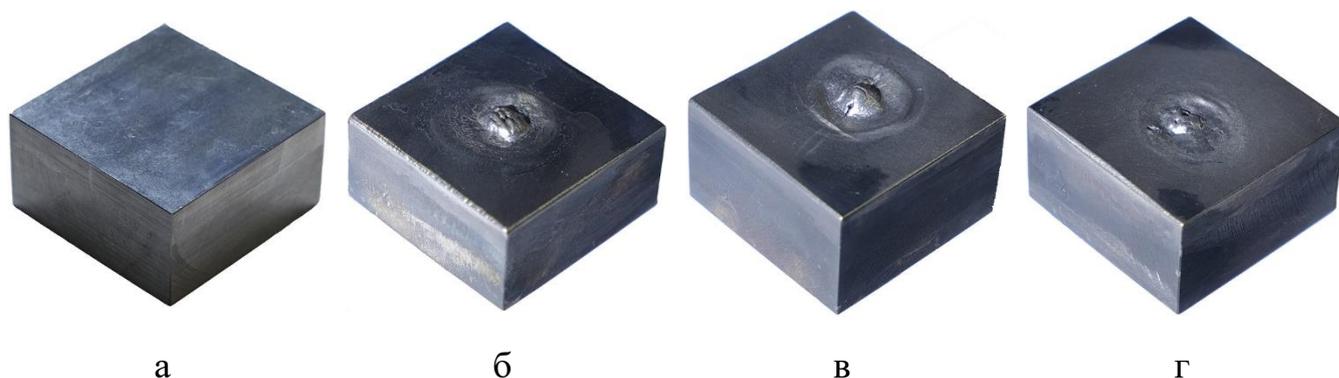


Рисунок 4.1.1 – Внешний вид образцов для термоциклирования до испытаний (а) и после испытаний (б–г): б) двухслойный подслоя, в) трехслойный подслоя, г) четырехслойный подслоя.

Исследование распределения твердости по высоте композиционных образцов показало, что прочностные характеристики подслоя и основного металла практически не претерпели изменений вне зависимости от общей толщины наплавленного буферного слоя (рис. 4.1.2). Однако, в износостойком наплавленном металле, находящемся близко к линии сплавления с подслоем, наблюдается снижение твердости до 50 % от исходной величины.

Пример структуры наплавленного износостойкого сплава до термических испытаний показан на рисунке 4.1.3а. Заметных различий в ней в зависимости от толщины подслоя установлено не было, также как не было установлено отличий от структуры этого же сплава, представленного на рисунке 3.1.3. Однако, после испытания можно выделить два типа структуры, расположенные в верхней и нижней части наплавленного металла. В верхней части износостойкого сплава при интенсивном охлаждении после нагрева до температур близких к  $T_{\text{закалки}}$  фиксируется пересыщенный твердый раствор мартенсита, в котором при охлаждении

выделяются частицы второй фазы – карбиды. Кроме того, такого рода изменения схожи с изменениями структуры при применении термоциклической обработки [156], в процессе которой также происходит значительное измельчение структуры, что и наблюдается на рисунках 4.1.3б и 4.1.3в.

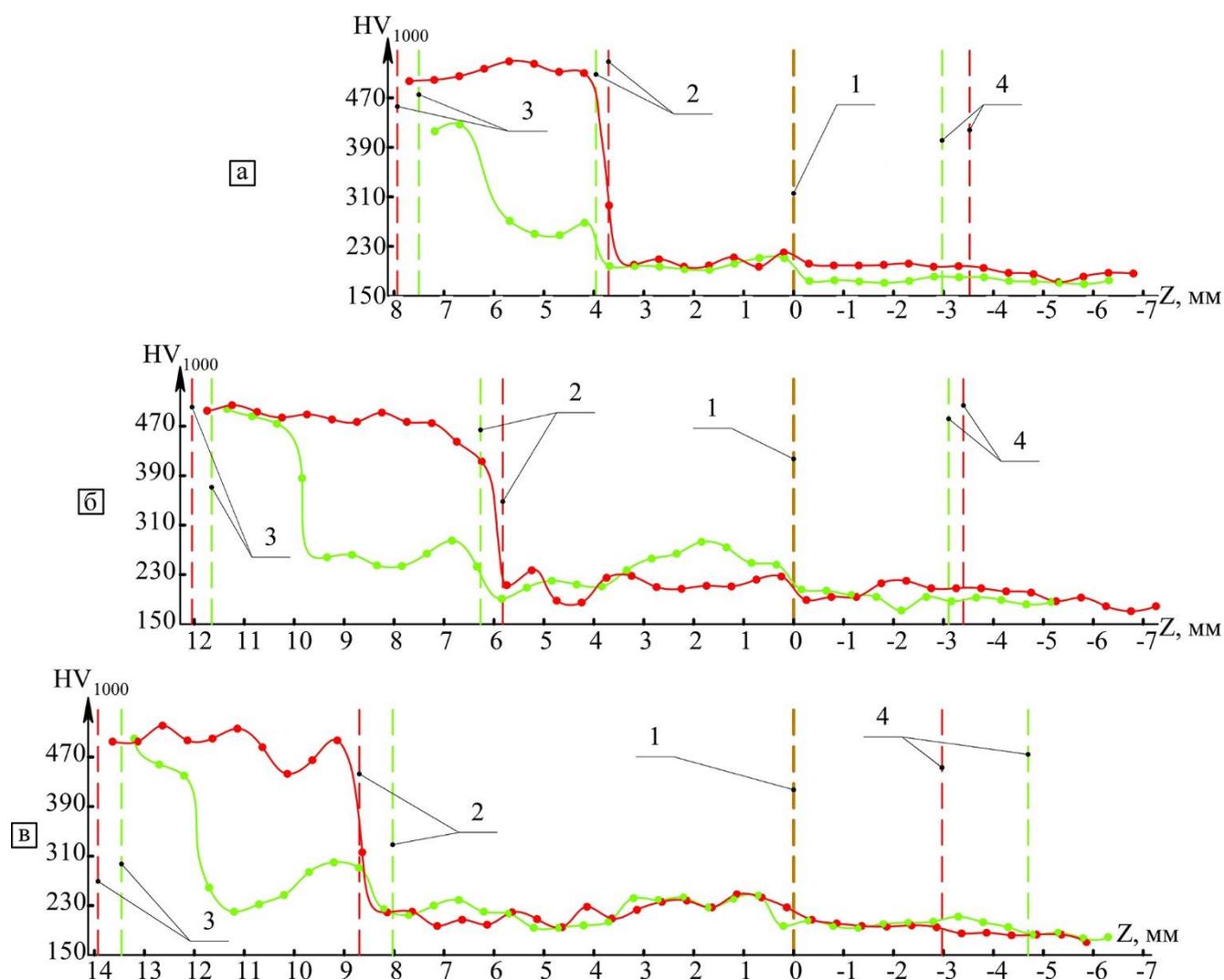


Рисунок 4.1.2 – Распределение твердости до и после испытаний наплавленных образцов в зависимости от толщины подслоя: 4 мм (а); 6 мм (б); 8 мм (в); условные линии сплавления основного металла и подслоя (1), подслоя и износостойкого слоя (2); кромка износостойкого слоя (3); граница зоны термического влияния в основном металле (4); (красным цветом до испытаний, зеленым – после).

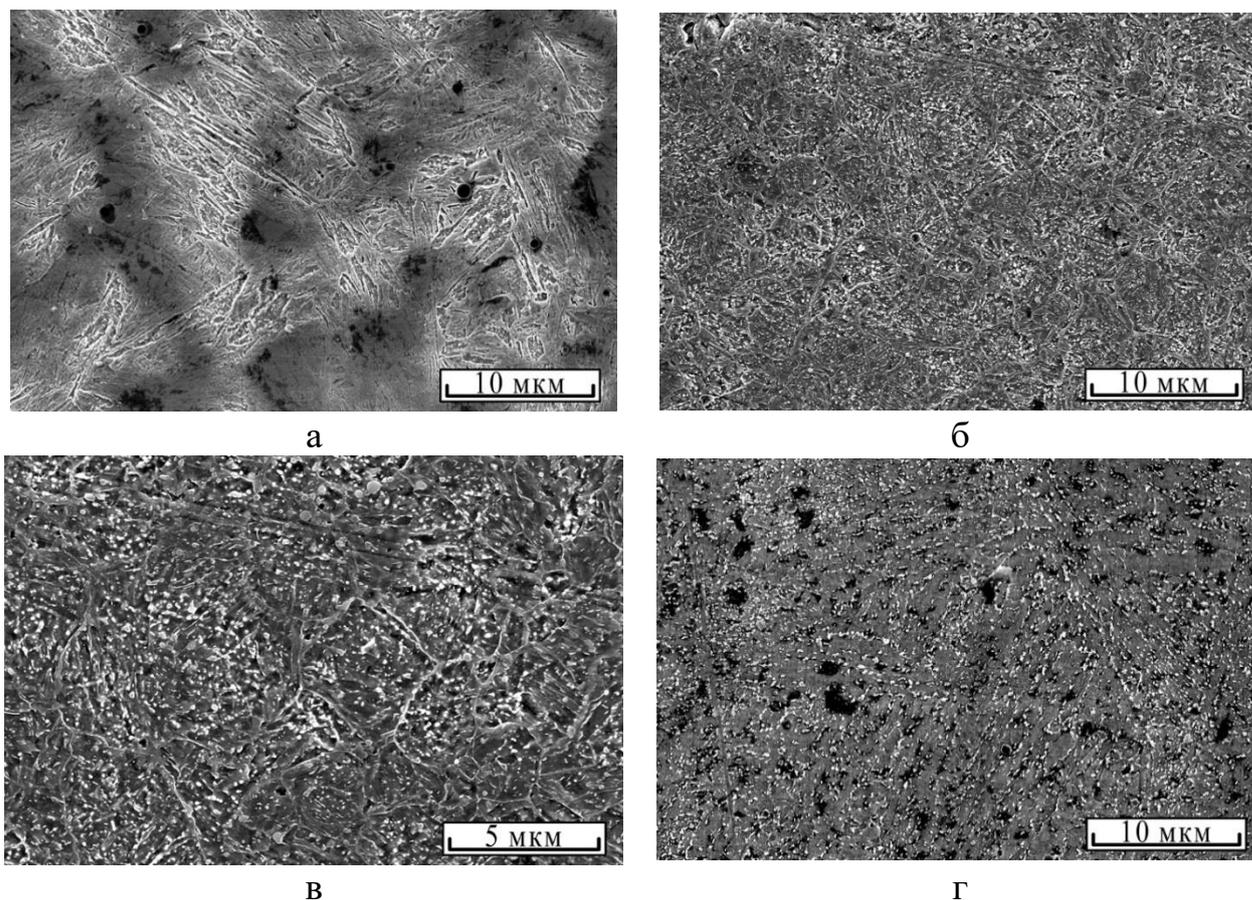


Рисунок 4.1.3 – Типичные структуры наплавленного износостойкого сплава 25X5MFC до испытаний (а) и после (б, в, г): верхняя часть наплавленного слоя (б, в), нижняя часть наплавленного слоя (г).

Металл нижней части износостойкого слоя нагревался до меньших температур (~ 600-700 °С) и находился в зоне отпуска значительное время за счет теплоты, накопленной в теле образца в фазе нагрева. Диффузионная подвижность легирующих элементов при вышеуказанных температурах достаточно большая, поэтому распад твердого раствора (легированного мартенсита) происходит с выделением большого количества двойных карбидов типа  $(Cr,Mo)_7C_3$ . Их размер с увеличением количества термических циклов укрупняется. Образуется т.н. бесструктурный мартенсит. В отличие от карбидов типа  $MeC$  и  $Me_2C$  образующиеся карбиды менее прочные, поэтому твердость металла падает.

Структура металла подслоя (рис. 4.1.4) не показала значительных различий до и после термоциклических испытаний.

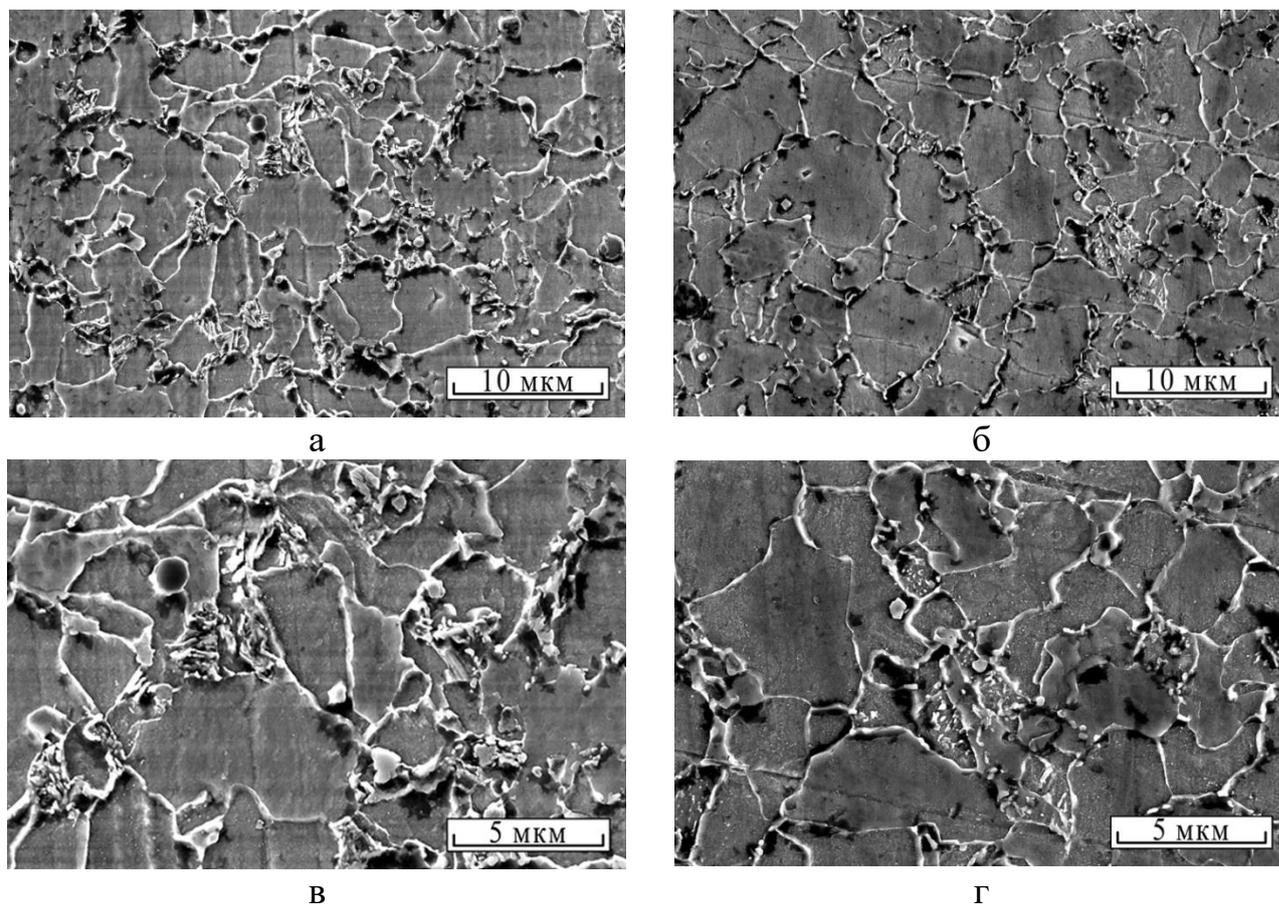


Рисунок 4.1.4 – Типичная структура подслоя до (а, в) и после (б, г) испытаний.

Из видимых изменений можно отметить сокращение размеров зон выроджденного перлита и мартенситно-аустенитных составляющих. Можно предположить, что произошел их частичный распад. Незначительность изменений можно связать с относительно низким нагревом буферного слоя (не более 400 °С), что не позволяет эффективно провести перераспределение легирующих элементов и не приводит к изменениям свойств наплавленного подслоя.

Оценка термической стойкости наплавленных композиций представленным способом трудо- и ресурсоемка и не всегда позволяет получить объективный, удобный для анализа результат, как, например в [63, 65]. Осуществление прямого измерения деформации [157] хотя и позволяет провести количественную оценку термонапряженного состояния металла, но требует применения малогабаритных образцов наплавленного металла, которые невозможно изготовить способами электродуговой наплавки.

Для оценки напряженно-деформированного состояния наплавленной композиции в процессе термического циклирования применили математическое моделирование.

На первом этапе создании математической модели с помощью программного обеспечения COMSOL Multiphysics методом конечных элементов решалась тепловая задача. В основе ее решения лежит нестационарное дифференциальное уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \cdot \nabla T + \nabla \cdot q = Q + Q_{\text{ted}}, \quad (4.1.1)$$

где  $\rho$  – плотность среды, кг/м<sup>3</sup>;

$C_p$  – теплоемкость среды при постоянном давлении, Дж/(кг · К);

$T$  – температура в момент времени, К;

$t$  – время, с;

$u$  – поле скорости, определяемое подвижной сеткой, м/с;

$q$  – вектор теплового потока, Вт/м<sup>2</sup>;

$Q$  – вектор объемных тепловых источников, Вт/м<sup>3</sup>;

$Q_{\text{ted}}$  – количество теплоты от термического расширения материала, Вт/м<sup>3</sup>.

При моделировании прямоугольного образца (рис. 2.3.4) решалась трехмерная задача, в рамках которой создавалась модель трехслойного композита (рис. 4.1.5).

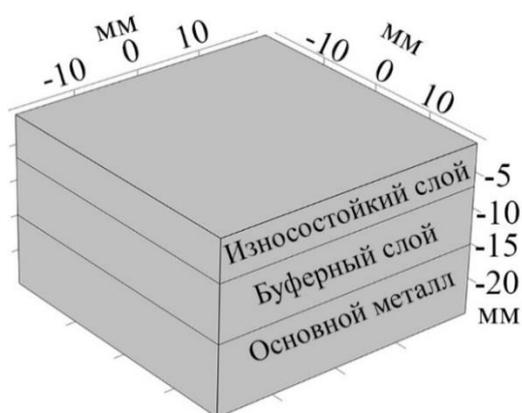


Рисунок 4.1.5 – Трехмерное изображение прямоугольного образца для термического циклирования построенного в COMSOL Multiphysics.

Для каждого слоя назначались материалы из библиотеки материалов COMSOL Multiphysics: для износостойкого слоя – сплав H13, по теплофизическим свойствам являющийся аналогом сплава 25X5МФС; для основного металла

– steel 1045, являющаяся полным аналогом стали 45; для подслоя – трубная сталь X60/X70, теплофизические свойства (теплопроводность, температуропроводность и коэффициент линейного термического расширения) которой были заменены на свойства металла подслоя исследуемого состава.

Граничные условия, наложенные на модель, представлены на рисунке 4.1.6 и задаются соотношениями (4.1.2)-(4.1.4).

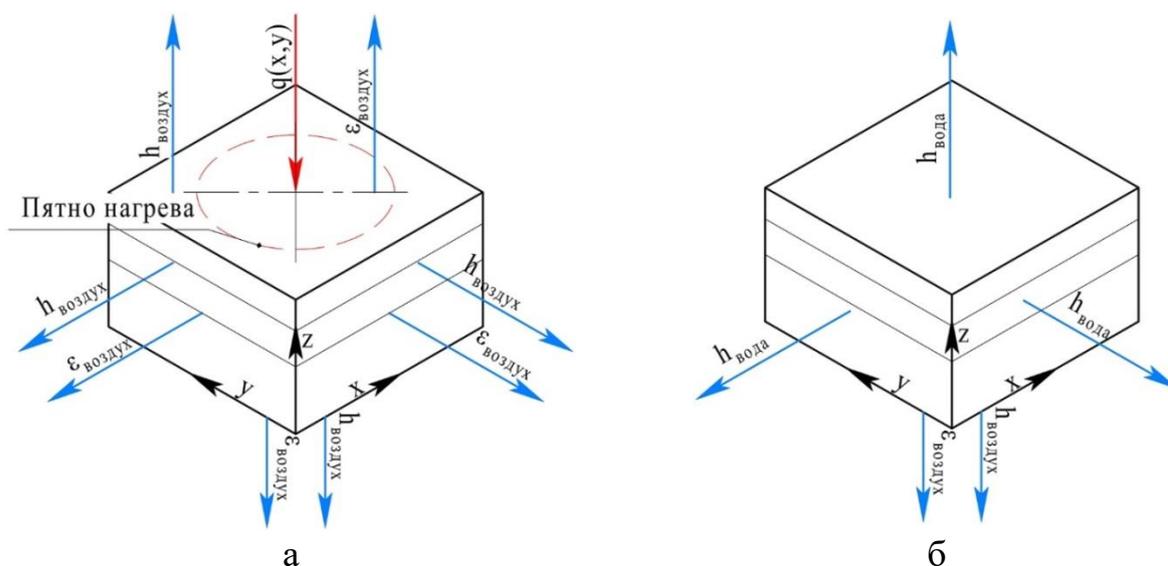


Рисунок 4.1.6 – Схема граничных условий при решении трехмерной задачи: а) фаза нагрева образца; б) фаза охлаждения образца.

Во время фазы нагрева в цикле испытаний (рис. 2.3.6) на ограниченной области поверхности верхней грани образца задается источник тепла, соответствующий ее нагреву газовой горелкой.

В используемой газовой горелке сопла, в которых происходит сгорание смеси, расположены коаксиально по схеме, показанной на рис. 4.1.7. Поэтому источник тепла задавали в виде системы из нескольких мини-источников, размещенных по окружности, мощность каждого из которых описывается нормальным гауссовским распределением.

В таком случае выражение для плотности суммарного теплового потока многоочагового составного источника, показанного на рисунке 4.1.8, можно представить в виде:

$$q(x, y) = \frac{Q_{max}}{\pi \cdot \left(\frac{d_{наг}}{2}\right)^2} \cdot \sum_{i=0}^{n-1} e^{-\frac{k((x+d_{гор} \cdot \cos a_i)^2 + (y+d_{гор} \cdot \sin a_i)^2)}{\left(\frac{d_{наг}}{2}\right)^2}}, \quad (4.1.2)$$

$q(x, y)$  – тепловой поток от газовой горелки на нагреваемой поверхности образца с учетом кругового расположения мини-источников, Вт/м<sup>2</sup>;

$Q_{max}$  – максимальная мощность одного сопла горелки, Вт;

$d_{гор}$  – осевой диаметр отверстий в горелке, м;

$k$  – коэффициент сосредоточенности источника нагрева;

$d_{наг}$  – диаметр пятна нагрева от одного мини-источника, м.

$a$  – угол между отверстиями горелки и центром осевой окружности, °;

$n$  – количество отверстий в горелке.

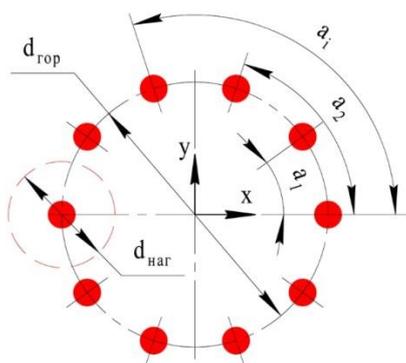


Рисунок 4.1.7 – Схема расположения сопел (отверстий) в горелке.

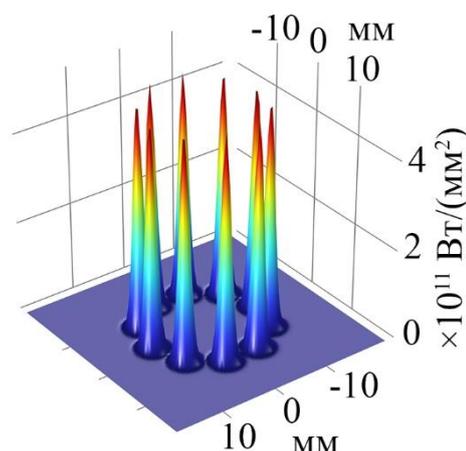


Рисунок 4.1.8 – Общий вид графика функций  $q(x, y)$  по выражению 4.1.2.

Вне зоны действия теплового источника и на остальных поверхностях (боковых и нижней) расчетной области осуществляется теплообмен с окружающей средой за счет конвективной теплоотдачи в воздух:

$$q_0 = h(T_{ext} - T), \quad (4.1.3)$$

и лучистого теплообмена:

$$q_{rad} = \varepsilon\sigma(T_{amb}^4 - T^4). \quad (4.1.4)$$

В выражениях (4.1.3) (4.1.4) приняты следующие обозначения:

$q_0$  – тепловой поток с поверхности при нагреве или охлаждении, Вт/м<sup>2</sup>;

$h$  – коэффициент теплопередачи в воздух или в воду, Вт/(м<sup>2</sup> · К);

$T_{\text{ext}}$  – температура на границе, К;

$q_{\text{rad}}$  – тепловой поток при лучистом теплообмене между поверхностью образца и окружающей средой, Вт/м<sup>2</sup>;

$\varepsilon$  – коэффициент лучистого теплообмена между поверхностью металла и окружающей средой;

$\sigma$  – постоянная Стефана-Больцмана, Вт/(м<sup>2</sup> · К<sup>4</sup>);

$T_{\text{amb}}$  – температура окружающей среды, К.

Коэффициенты теплопередачи приняты по справочным данным.

На фазе охлаждения воздействие источника тепла (4.1.2) прекращалось. Конвективный теплообмен в воздух заменялся на конвективный теплообмен в воду за счет изменения величины коэффициента теплоотдачи в (4.1.3). Лучистый теплообмен на время действия водяного охлаждения также приостанавливался.

Для определения параметров многоочагового источника тепла (4.1.2) использовалась процедура оптимизации мощности, диаметра и степени сосредоточенности локальных потоков по критерию минимизации отклонения между расчетным термическим циклом и реальными кривыми нагрева и охлаждения, записанными при термометрировании образцов в ходе натурных испытаний. В результате оптимизации подобраны основные параметры источника нагрева:  $Q_{\text{max}} = 77$  Вт,  $d_{\text{нар}} = 22$  мм,  $k = 0,37$ . Распределение мощности источника (4.1.2) по поверхности образца с учетом найденных коэффициентов показан на рисунке 4.1.9.

На рисунке 4.1.10 представлены графики расчетного и реального цикла нагрев охлаждения. Точка измерения расчетного термического цикла располагалась на той же глубине (около 1 мм от поверхности) в соответствии с расположением на реальном образце.

Расчет трехмерной задачи довольно ресурсоемок при значительном количестве циклов нагрева-охлаждения поэтому перешли к двумерной осесимметричной задаче. Для этого форма образцов для испытаний (рис. 2.3.7) и геометрия соответствующей им расчетной области была изменена на цилиндрическую (рис. 4.1.11).

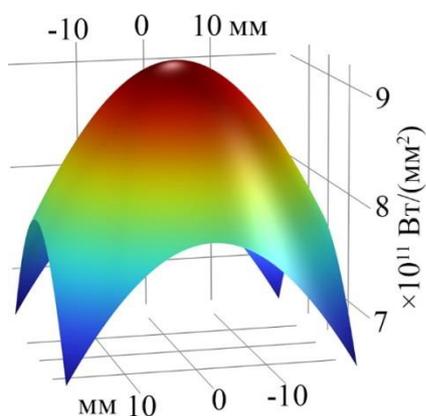


Рисунок 4.1.9 – График оптимизированной функции  $q(x, y)$  по ф. 4.1.2

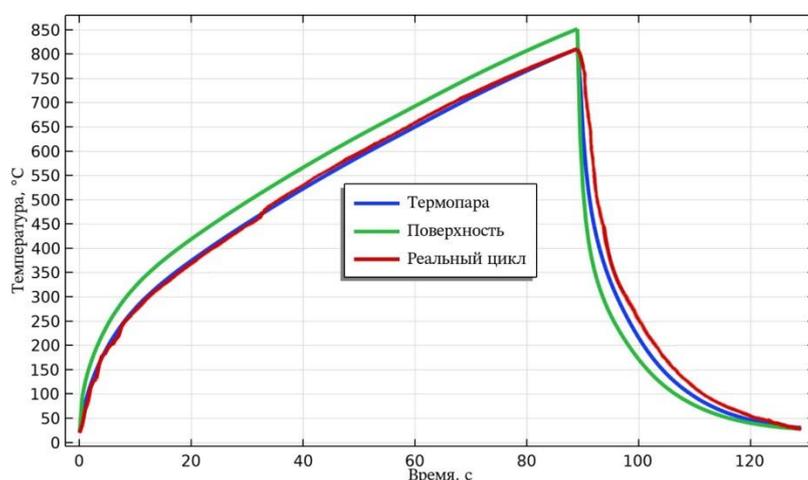


Рисунок 4.1.10 – Реальный и расчетные термические циклы после оптимизации источника нагрева по ф. 4.1.2.

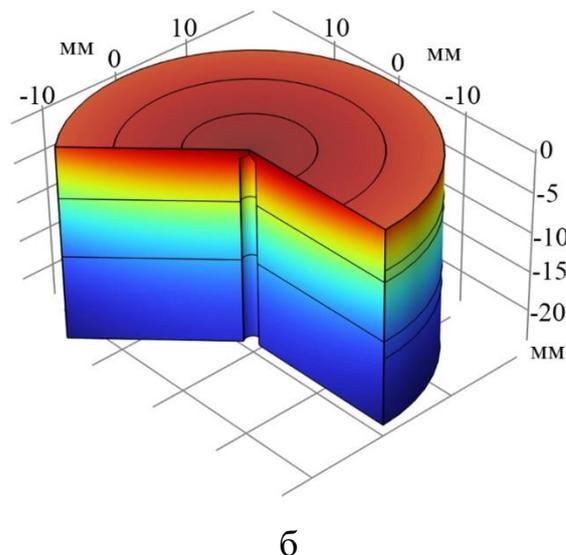
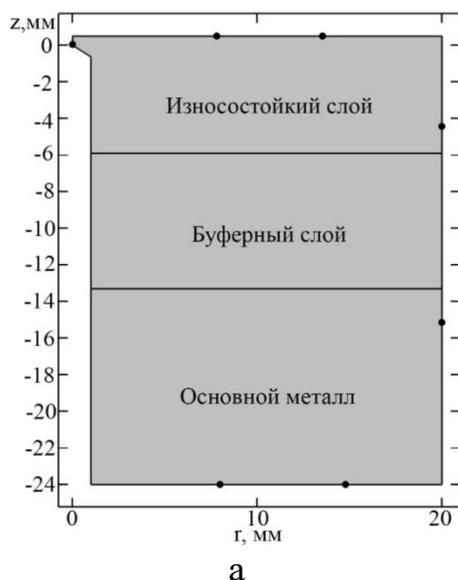


Рисунок 4.1.11 – Вид построенной геометрии образца с местами «точками» расположения термопар (а) и вид модельного образца после расчета (б).

Тип граничных условий на основных поверхностях и стадиях нагрева и охлаждения не изменялся (рис. 4.1.12). Условия теплоотдачи задавались соотношениями (4.1.3), (4.1.4), записанными в цилиндрической системе координат.

Учитывая, что в плоской задаче невозможно реализовать трехмерный многоспелый источник нагрева по виду, принятому на рис. 4.1.7, 4.1.8, выражение для плотности теплового потока (4.1.2) в осесимметричной задаче привели к виду:

$$q(r) = \frac{Q_{max}}{\pi \cdot \left(\frac{D_{наг}}{2}\right)^2} \cdot e^{-\frac{k \cdot r^2}{\left(\frac{D_{наг}}{2}\right)^2}}, \quad (4.1.5)$$

где  $q(r)$  – тепловой поток от газовой горелки на нагреваемой поверхности образца без учета кругового расположения мини-источников, Вт/м<sup>2</sup>;

$D_{наг}$  – диаметр общего пятна нагрева от горелки, м<sup>2</sup>;

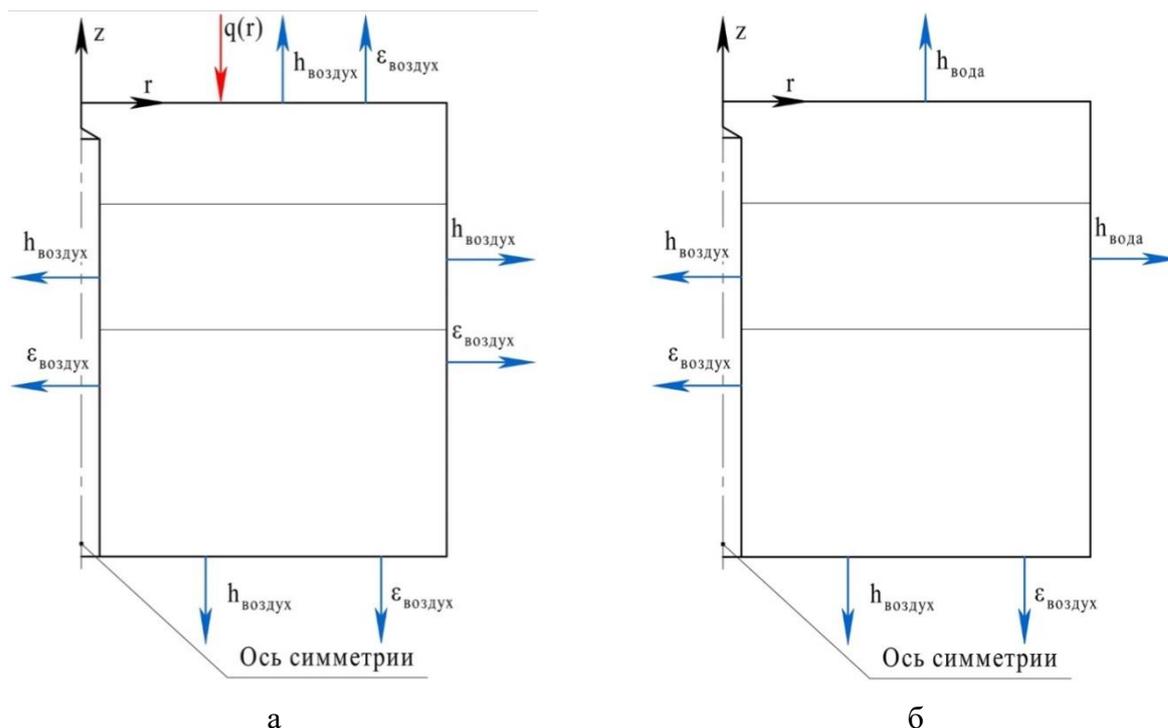


Рисунок 4.1.12 – Схема граничных условий при решении двумерной задачи:  
а) фаза нагрева образца; б) фаза охлаждения образца.

Параметры источника нагрева по выражению 4.1.5 также находили из процедуры оптимизации. Для минимизации расхождения между экспериментальными и расчетными данными в ходе натурных испытаний использовали семь термопар, расположенных в диаметральной плоскости образца, а процедуру оптимизацию проводили одновременно по семи кривым цикла «нагрев-охлаждение» (рис. 4.1.13). По результатам расчетов установлены следующие значения коэффициентов выражения (4.1.5):  $Q_{max} = 532$  Вт,  $d_{наг} = 40$  мм,  $k = 0,7$ .

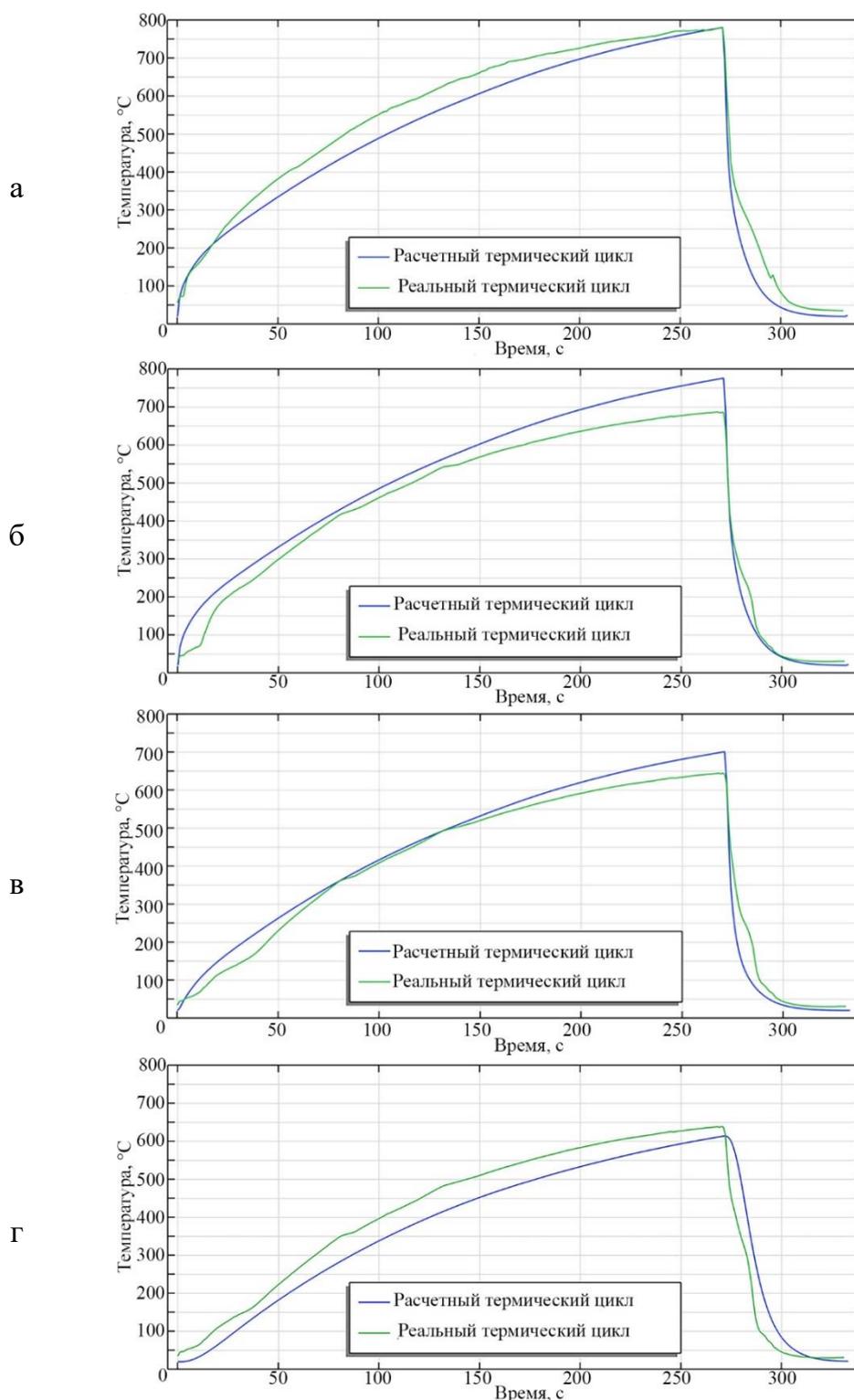


Рисунок 4.1.13 – Реальные (зеленый цвет) и расчетные (синий цвет) термические циклы после оптимизации источника нагрева по ф. 4.1.5: а) контрольная термопара (под поверхностью образца; б) термопара на верхнем торце; в) термопара на боковой стенке (образующей цилиндра); г) термопара на нижнем торце.

Вычисления, проведенные с использованием найденных параметров источника (ф.4.1.5) показали, что среднее отклонение между расчетными термическими циклами и измеренными значениями температуры не превышало 11,8 % (для любого из 75 смоделированных циклов нагрева-охлаждения). Для сравнения отметим, что статистический разброс экспериментальных данных при измерении температуры в различных точках образца, составляет 12,3 %. Изменение плотности теплового потока по радиусу источника нагрева, рассчитанное по формуле (4.1.5) с учетом полученных данных приведено на рисунке 4.1.14. Расчеты с учетом многократного повторения циклов нагрева и охлаждения показали, что максимальная температура нагрева для всех циклов остается примерно одинаковой и равной 780 °С (см. рис. 4.1.15).

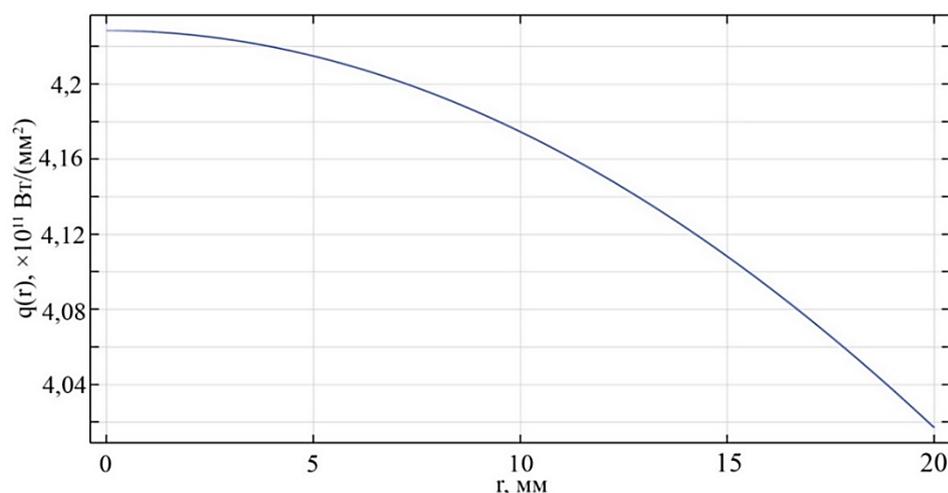


Рисунок 4.1.14 – Изменение плотности теплового потока по радиусу источника нагрева

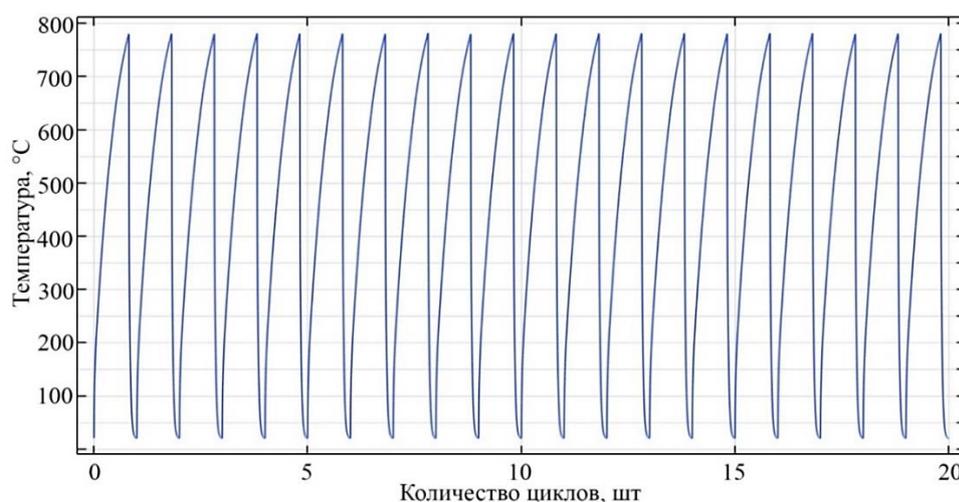


Рисунок 4.1.15 – Расчетный график изменения температуры в контрольной точке (термопара, расположенная под нагреваемой поверхностью) при двадцати теплосменах.

#### 4.1.2 Определение зависимости остаточных напряжений от количества циклов «нагрев-охлаждения» и механических свойств многослойной композиции

На втором этапе создания математической модели термического циклирования цилиндрического многослойного образца решалась механическая задача. Механический модуль необходим для оценки напряжений в металле в зависимости от его теплового состояния и учитывает накопительный эффект пластической деформации.

Расчет производился для упругого-пластического материала на основании следующей системы уравнений:

$$\left\{ \begin{array}{l} 0 = \nabla \cdot s + F_V \\ S = S_{inel} + S_{el} \\ \varepsilon_{el} = \varepsilon - \varepsilon_{inel} \\ \varepsilon_{inel} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{ext} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{ve} \\ S_{el} = C : \varepsilon_{el} \\ S_{inel} = S_0 + S_{ext} + S_q \\ \varepsilon = \frac{1}{2} [(\nabla u)^T + \nabla u] \\ C = C(E, \nu) \end{array} \right. , \quad (4.1.6)$$

где  $u$  – перемещение, м;

$S_{el}$  – второй тензор напряжений Пиолы–Кирхгоффа;

$\varepsilon_{el}$  – упругая деформация;

$\varepsilon$  – напряженная деформация Грина–Лагранжа;

$\varepsilon_{inel}$  – неупругая деформация;

$\varepsilon_0$  – начальная деформация;

$\varepsilon_{ext}$  – деформация от внешней нагрузки;

$\varepsilon_{th}$  – термическая деформация;

$\varepsilon_{pl}$  – пластическая деформация;

$\varepsilon_{ve}$  – вязкоупругая деформация;

$E$  – модуль Юнга, Па;

$\nu$  – коэффициент Пуассона;

Для учета пластической деформации при расчете задачи использовались следующие соотношения:

$$F = \sigma_e - \sigma_{ys}$$

$$\varepsilon_{pl} = \lambda \frac{\partial Q_p}{\partial S}$$
(4.1.7)

где  $F$  – функция текучести, Па;

$\sigma_e$  – эквивалентные напряжения (по Мизесу), Па;

$\sigma_{ys}$  – функция упрочнения, Па;

$\lambda$  – первый коэффициент Ламе;

$Q_p$  – потенциал пластической деформации, Па;

Граничные условия в механической части задачи описаны системой выражений 4.1.8 и показаны на рисунке 4.1.16.

$$S \cdot n = 0 \text{ при } z \in (z_0 \ \& \ z_K) \ \& \ r \in (r_0 \ \& \ r_K)$$

$$u(z) = 0 \text{ при } z \in z_K$$

$$u_k = u_{k+1}$$
(4.1.8)

$$u_{-1} = u_1$$

$$\sigma_{-1} = \sigma_1$$

$$\varepsilon_{-1} = \varepsilon_1$$

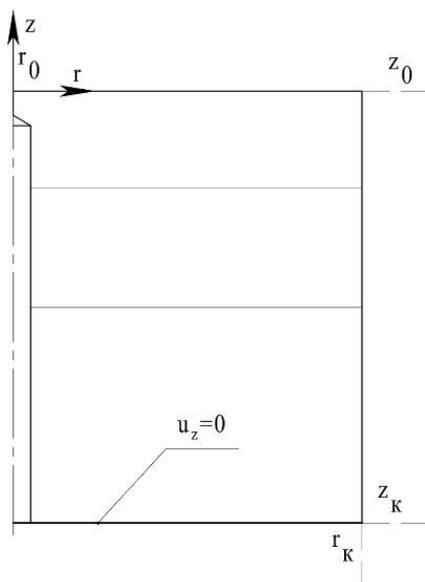


Рисунок 4.1.16 – Граничные условия механической части задачи.

Функцию упрочнения  $\sigma_{ys}$  задавали с помощью выражения:

$$\sigma_{ys}(\varepsilon, T) = \sigma_{0ys} + H \cdot \varepsilon_{pe} + (\sigma_{ST}(T) - \sigma_{YS}(T)) \cdot (1 - e^{-Z\varepsilon_{pe}}), \quad (4.1.9)$$

где  $\sigma_{0ys}$  – начальный предел текучести, МПа;

$\varepsilon_{pe}$  – пластическая деформация;

$\sigma_{ST}(T)$  – зависимость временного сопротивления разрушения материала от температуры, МПа;

$\sigma_{YS}(T)$  – зависимость условного предела текучести материала от температуры, МПа;

$H$  – коэффициент линейного упрочнения;

$Z$  – интенсивности пластической деформации.

Коэффициенты функции упрочнения (4.1.9) определяли с использованием оптимизационных процедур и эмпирических данных. Для этого при разных температурах (от нормальной до 800 °С) проводили механические испытания на растяжение образцов (рис. 2.4.6), изготовленных из наплавленного износостойкого сплава и металла подслоя (в состоянии после наплавки). В ходе испытаний получали диаграммы деформирования в координатах «Напряжения – Деформация». Параметры функции (4.1.9) устанавливались из процедуры минимизации расхождения между ее значениями и экспериментальной кривой растяжения при заданной температуре (рис. 4.1.17) с использованием модуля оптимизации в COMSOL Multiphysics.

После определения коэффициентов уравнения (4.1.9) для каждой экспериментально исследованной температуры, путем экстраполяции строился трехмерный график зависимости напряжений в подслое от температуры и деформации (рис. 4.1.18). Некоторые отличия в трехмерных графиках объясняются тем, что по выражению 4.1.9 расчет может производиться до деформации равной (0,9), поэтому графики рассчитаны для максимальной деформации.

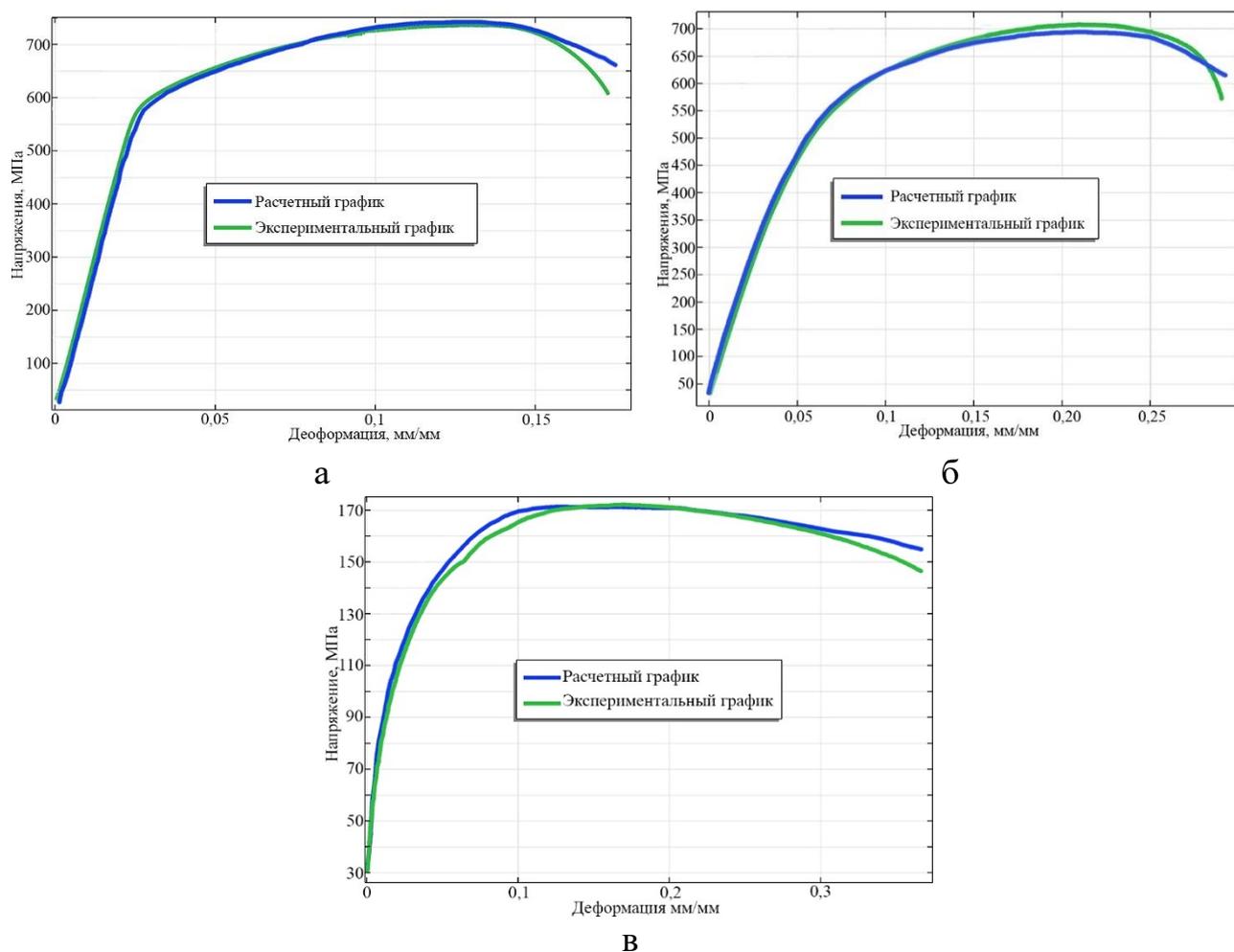


Рисунок 4.1.17 – Диаграммы деформирования для металла буферного слоя при растяжении образца при 20 °С (а), 400 °С (б), 800 °С (в); Синим цветом показана расчетная зависимость напряжении от деформации, зеленым – экспериментальная.

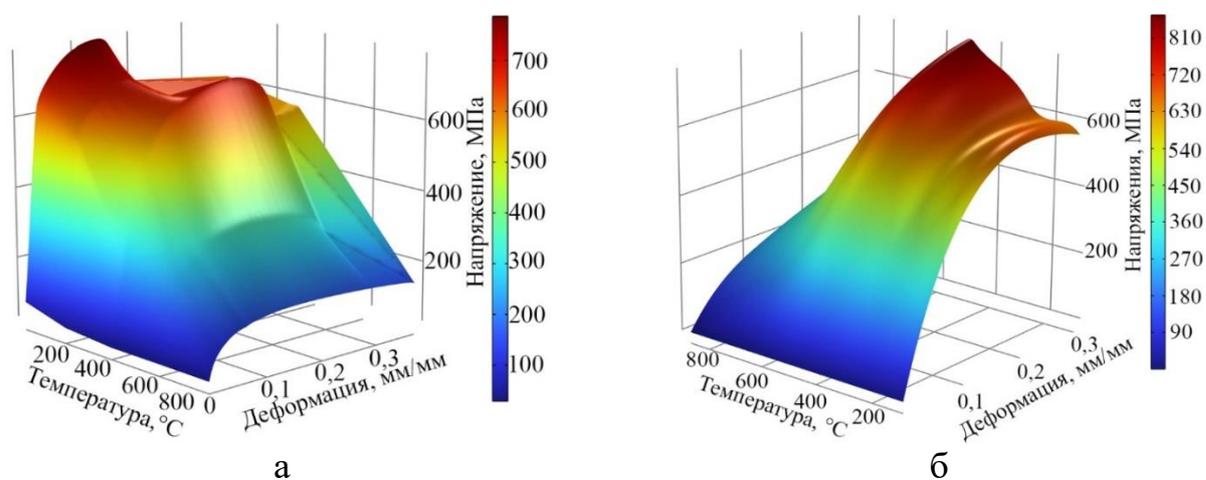


Рисунок 4.1.18 – Поверхность, характеризующая уровень напряжений в подслое в зависимости от температуры и деформации, построенная на основе экспериментальных данных (а) и по выражению 4.1.9 (б).

При совместном решении тепловой и механической части задачи термические деформации каждого из слоев определялись в виде:

$$\varepsilon_{th} = a(T)(T - T_{ref}) \quad , \quad (4.1.10)$$

где  $a(T)$  – линейный коэффициент термического расширения в зависимости от температуры и материала слоя, 1/К;  $T_{ref}$  – объемная эталонная температура, К.

По результатам решения связанной задачи оценивали уровень напряжений при разных толщинах основного металла и наплавленных слоев в зависимости от количества теплосмен для характерных моментов времени (фаз цикла). Пример решения задачи в определенный момент времени цикла «нагрев-охлаждение» (общий вид цикла см. рис. 2.3.6) представлен на рисунке 4.1.19 для образца с толщиной подслоя 5 мм.

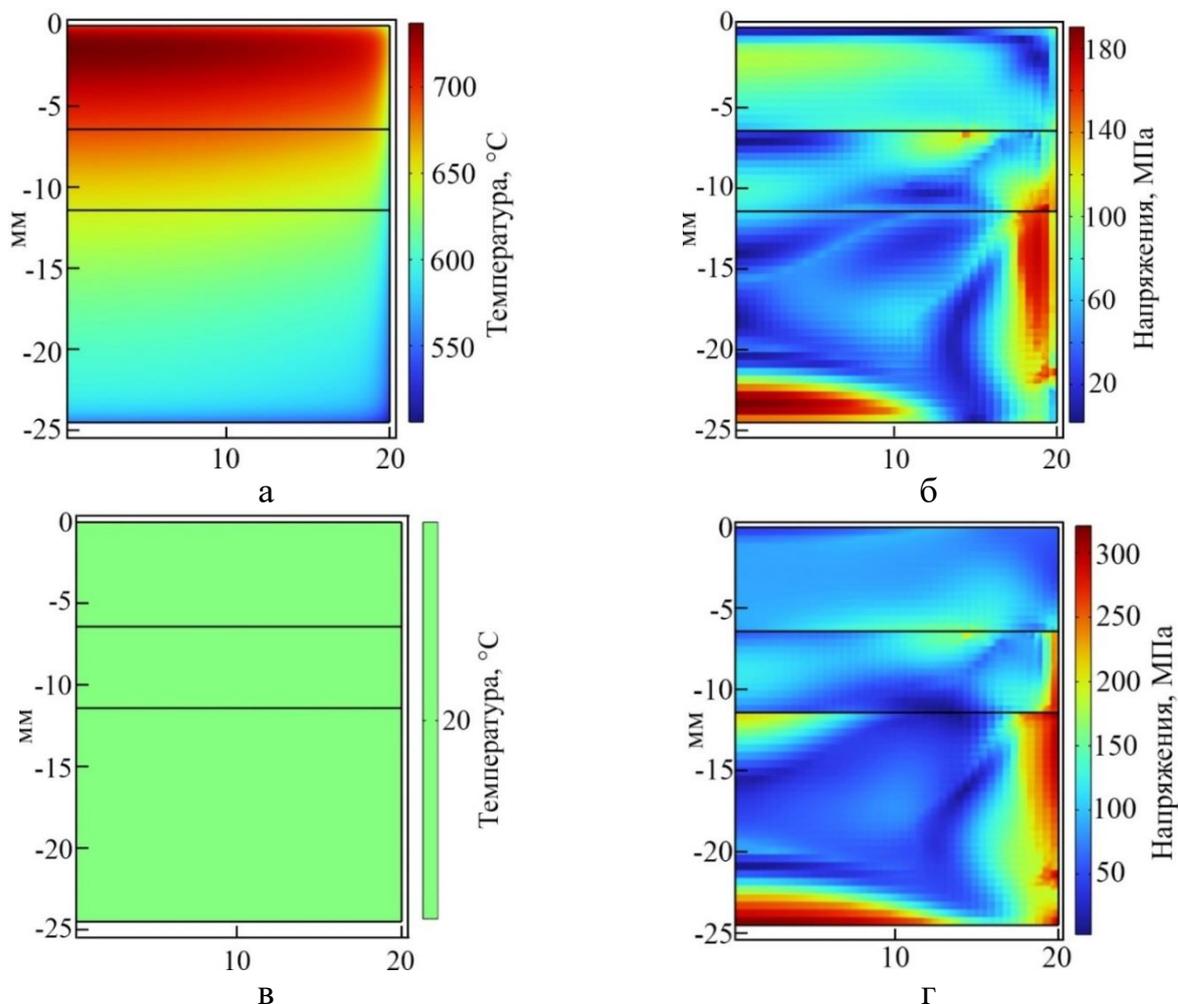


Рисунок 4.1.19 – Пример распределения полей температуры (а, в) и напряжений (б, г) в момент времени окончания нагрева (а, б) и в момент времени окончания охлаждения (в, г).

Для анализа напряжений, возникающих в образце при нагреве и охлаждении, были построены графики распределения абсолютных ( $\sigma_e$ ) и относительных ( $\sigma_e/\sigma_{YS}$ ) эквивалентных напряжений (по Мизесу) по высоте образца в определенных сечениях (рис. 4.1.20). При этом предел текучести материала ( $\sigma_{YS(T)}$ ) рассчитывался с учетом его зависимости от текущей температуры в рассматриваемой точке. Используемый критерий ( $\sigma_e/\sigma_{YS}$ ) удобен в связи с тем, что основной причиной отбраковки металлургического инструмента является формоизменение, вызванное его пластической деформацией, т.е. соответствует моменту, когда эквивалентные напряжения в опасных точках изделия превышают предел текучести материала или  $\sigma_e/\sigma_{YS} > 1$ .

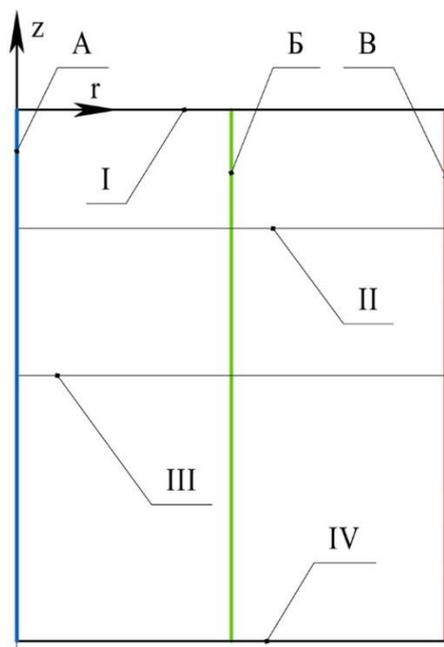


Рисунок 4.1.20 – Схема расположения линий измерения напряжений по высоте модельного образца: А) центр образца ( $r = 0$ ); Б) четверть образца ( $r = d/4$ ); В) край образца ( $r = d/2$ ); I) поверхность износостойкого слоя; II) граница между износостойким слоем и подслоем; III) граница между подслоем и основным металлом; IV) граница основного металла.

Абсолютные и относительные эквивалентные напряжения в образце, вызванные перепадом температур, показаны на рисунках 4.1.21-4.1.25. Как следует из графиков, наибольшие напряжения достигаются в момент начала охлаждения образца и формируются на его поверхности, на краю и на границах между слоями металла.

Повышенные напряжения и их резкие перепады на границах между слоями вполне ожидаемы и обусловлены различием физико-механических свойств сплавов. Однако, повышенные напряжения наблюдаются и в объеме основного металла при охлаждении образца. Например, только в основном металле напряжения

превышают предел текучести  $\sigma_e/\sigma_{YS} > 1$  в момент начала охлаждения, а при полном остывании образца остаются достаточно высокими –  $\sigma_e/\sigma_{YS}$  близки к 1. Возможное объяснение: основной металл (сталь 45) обладает меньшими прочностными характеристиками при повышенной температуре по сравнению с буферным слоем или износостойким сплавом, что не позволяет эффективно противостоять возникающим напряжениям вследствие резкого перепада температур.

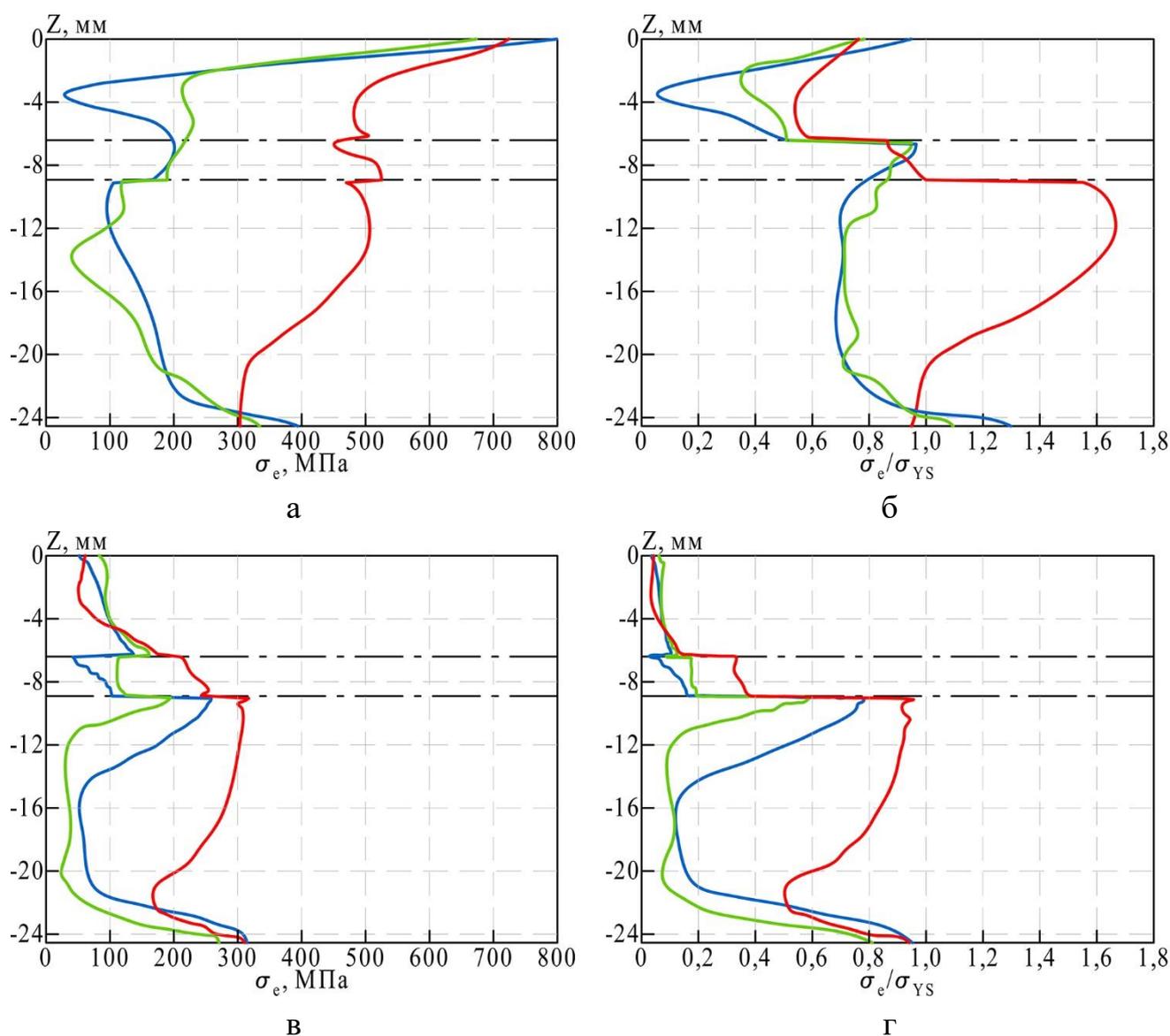


Рисунок 4.1.21 – Распределение абсолютных (а, в) и относительных (б, г) эквивалентных напряжений по вертикали для образца с толщиной подслоя 2,5 мм: а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения; в, г) в момент времени окончания охлаждения (синий график – центр образца, зеленый – четверть образца, красный – край образца).

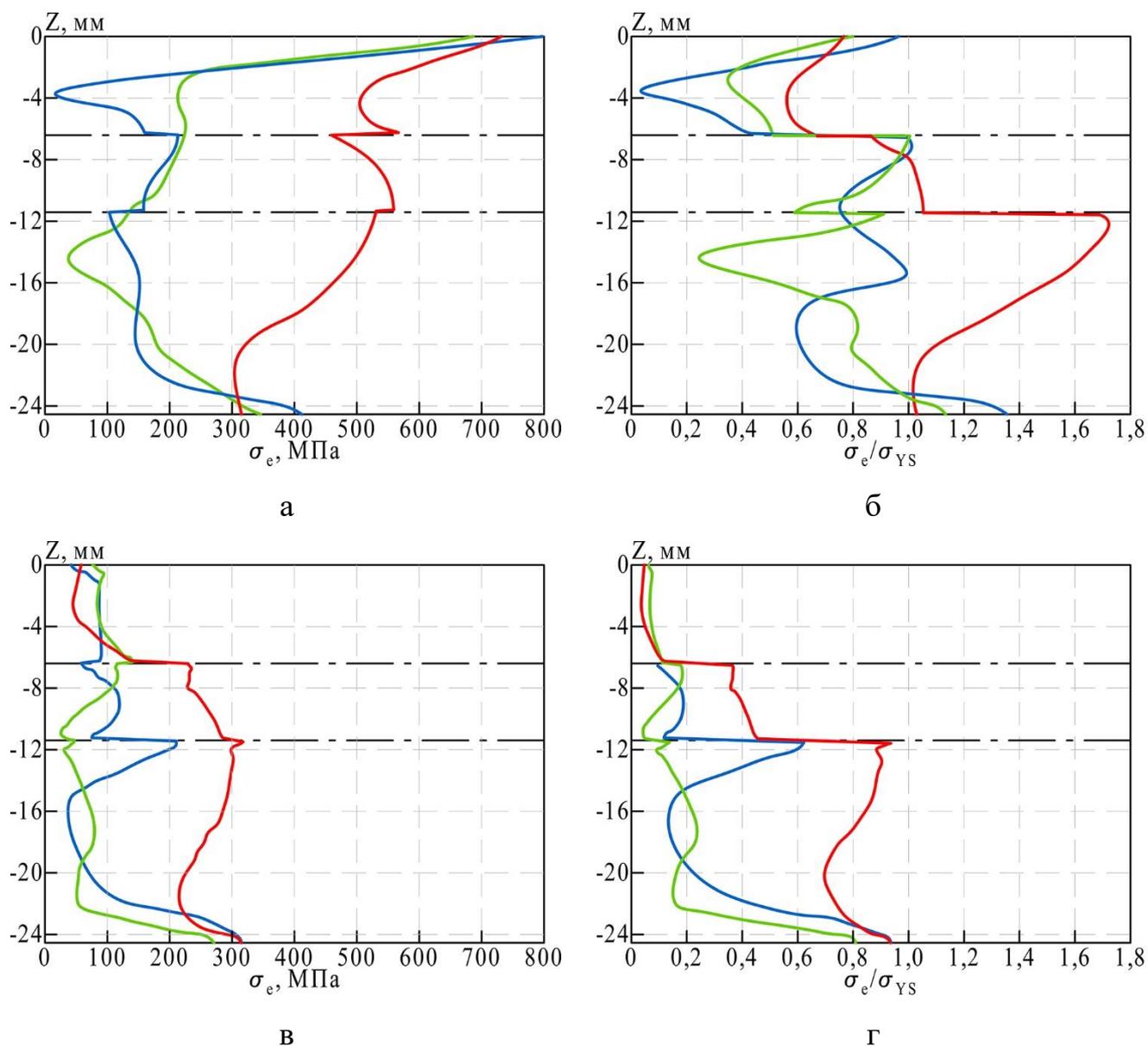


Рисунок 4.1.22 – Распределение эквивалентных (а, в) и относительных (б, г) напряжений по вертикали для образца с толщиной подслоя 5 мм: а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения; в, г) в момент времени окончания охлаждения (синий график – центр образца, зеленый – четверть образца, красный – край образца).

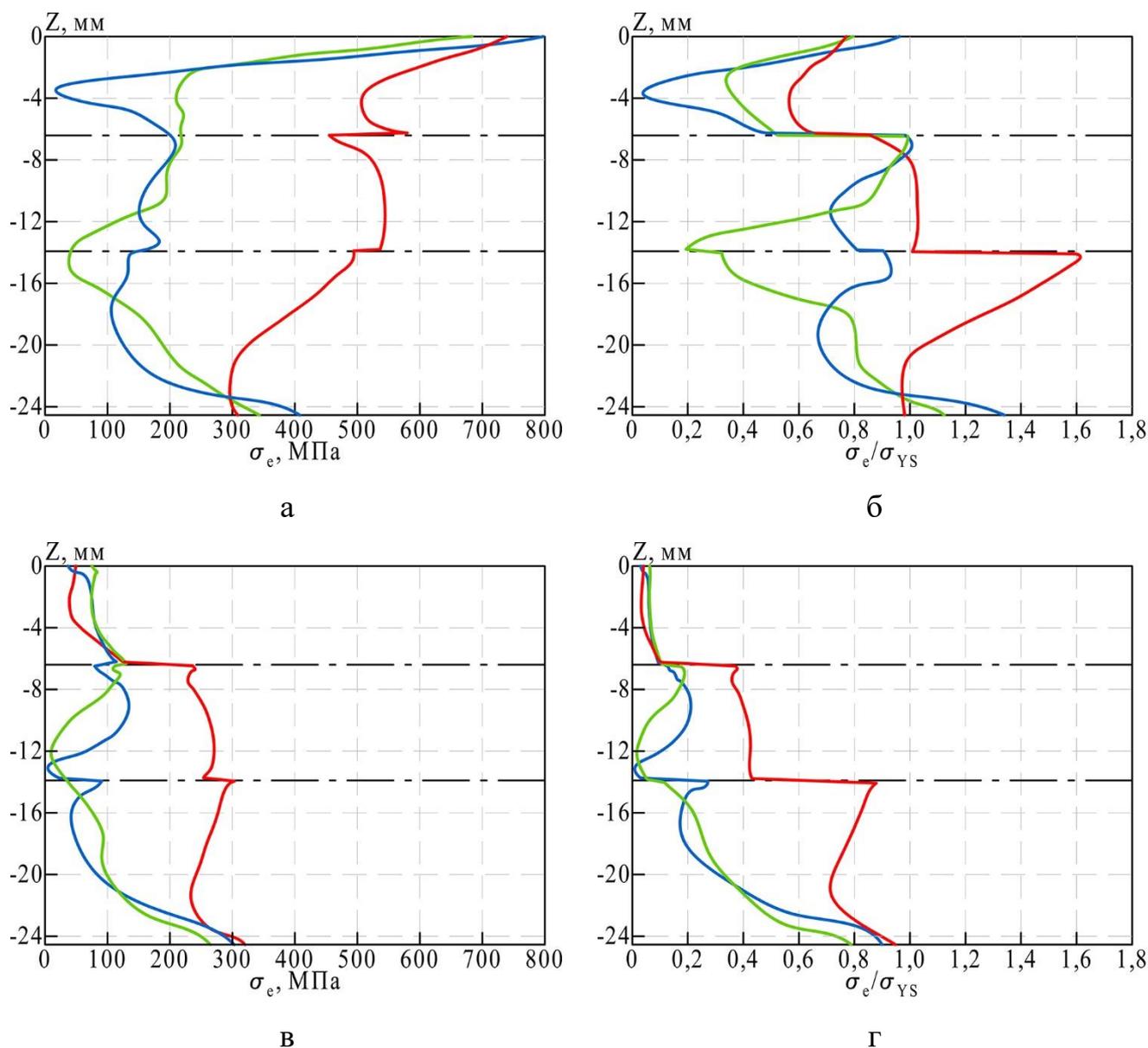


Рисунок 4.1.23 – Распределение эквивалентных (а, в) и относительных (б, г) напряжений по вертикали для образца с толщиной подслоя 7,5 мм: а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения; в, г) в момент времени окончания охлаждения (синий график – центр образца, зеленый – четверть образца, красный – край образца).

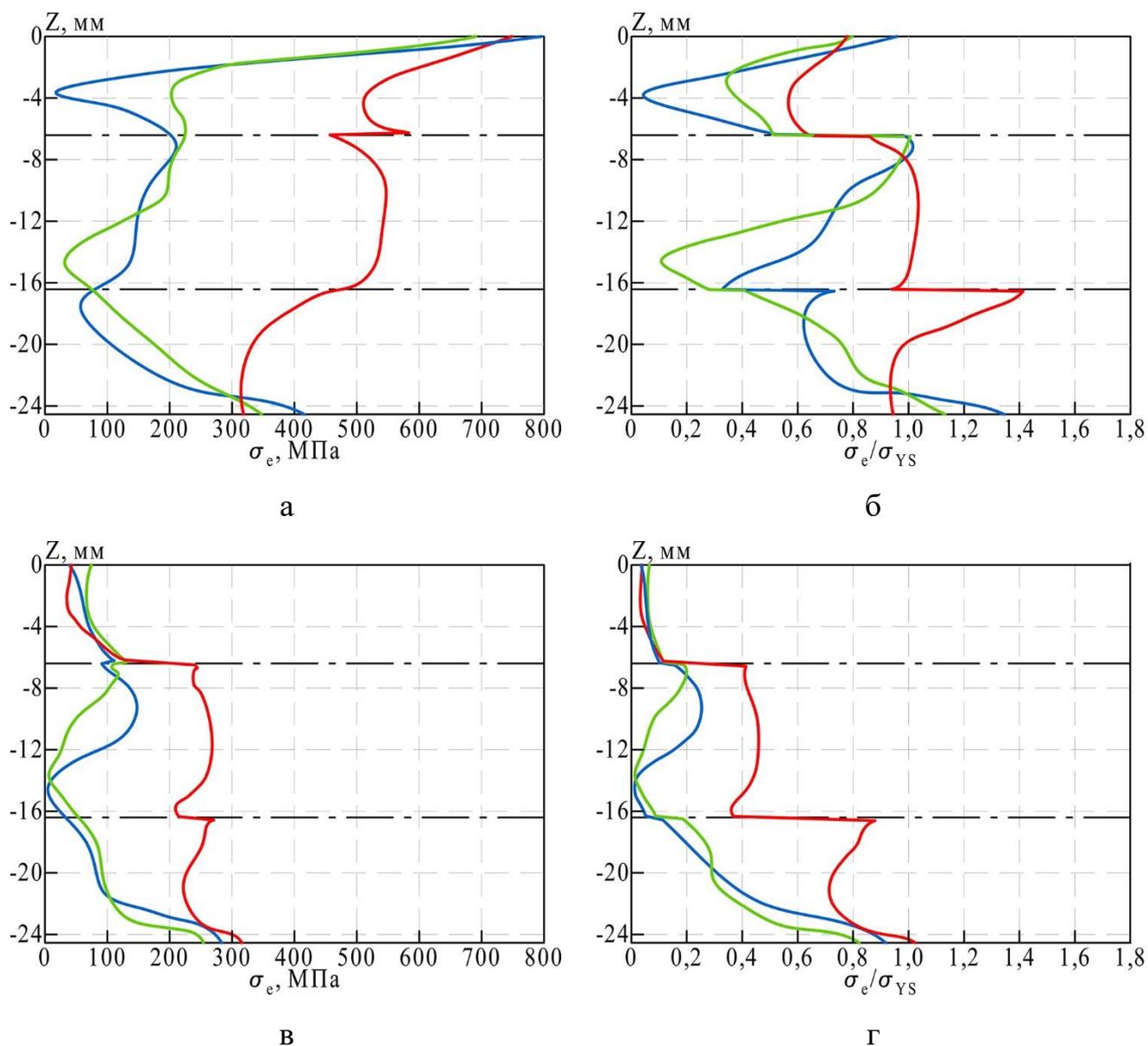


Рисунок 4.1.24 – Распределение эквивалентных (а, в) и относительных (б, г) напряжений по вертикали для образца с толщиной подслоя 10 мм: а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения; в, г) в момент времени окончания охлаждения (синий график – центр образца, зеленый – четверть образца, красный – край образца).

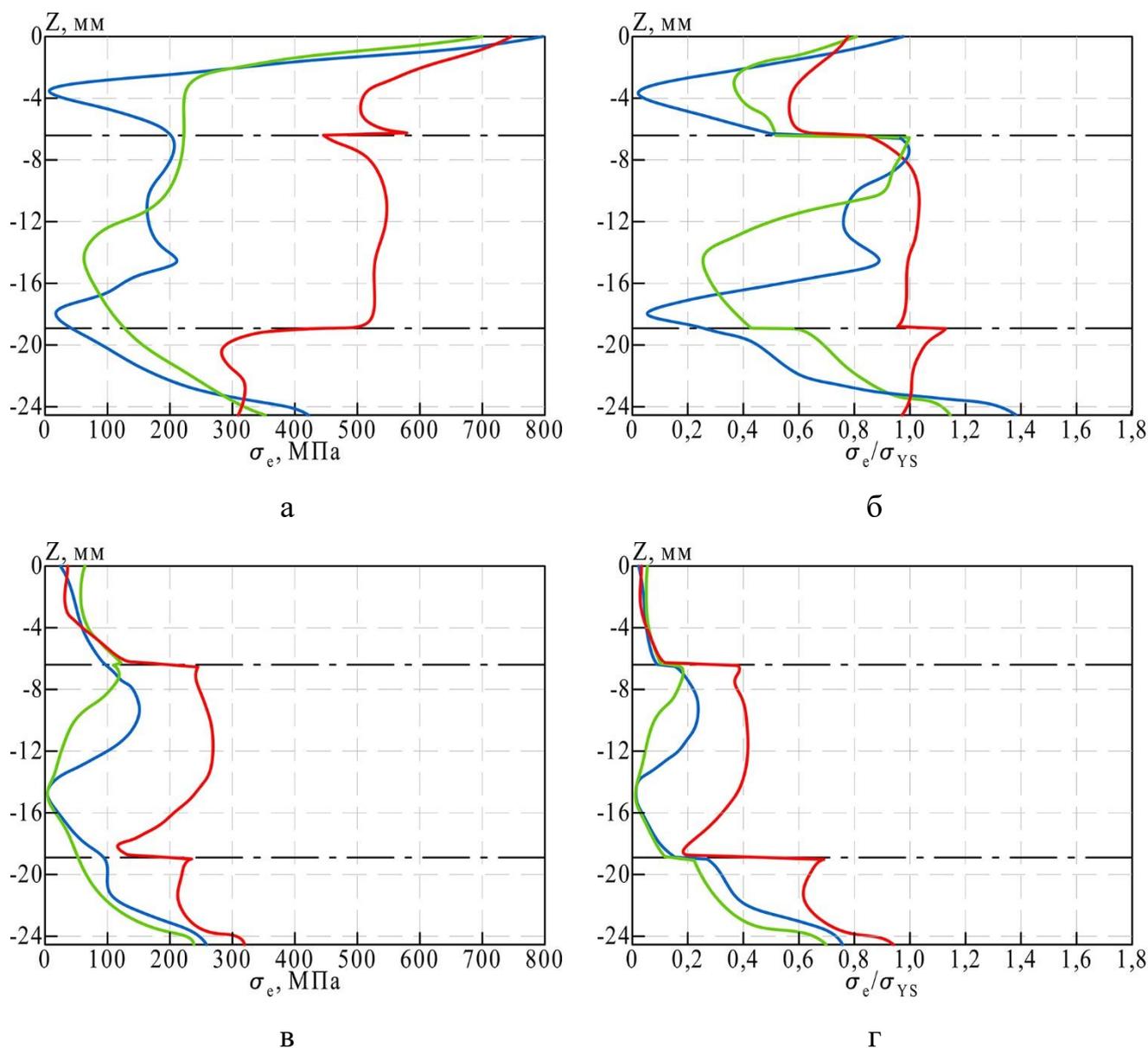


Рисунок 4.1.25 – Распределение эквивалентных (а, в) и относительных (б, г) напряжений по вертикали для образца с толщиной подслоя 12,5 мм: а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения (а, б); в момент времени окончания охлаждения (в, г) (кривая **синего цвета** – **центр** образца, **зеленый** – **четверть** образца, **красный** – **край** образца).

Анализ распределения соотношения  $\sigma_e/\sigma_{YS}$  в зависимости от толщины подслоя и положения исследуемого сечения показывает (рис. 4.1.26), что относительные напряжения в износостойком слое, подслое и на нижнем торце основного металла практически не изменяются с увеличением толщины промежуточного слоя.

На границе основного металла и подслоя уровень относительных напряжений снижается с увеличением толщины буферного слоя до 7,5 мм, а затем отношение  $\sigma_e/\sigma_{YS}$  снова возрастает. Это, вероятно, связано с уменьшением толщины основного металла при неизменной общей толщине исследованного образца. Таким образом, можно сделать вывод, что толщина подслоя не оказывает существенного влияние на напряженно-деформированное состояние износостойкого слоя, но заметно изменяет его на границе с основным металлом.

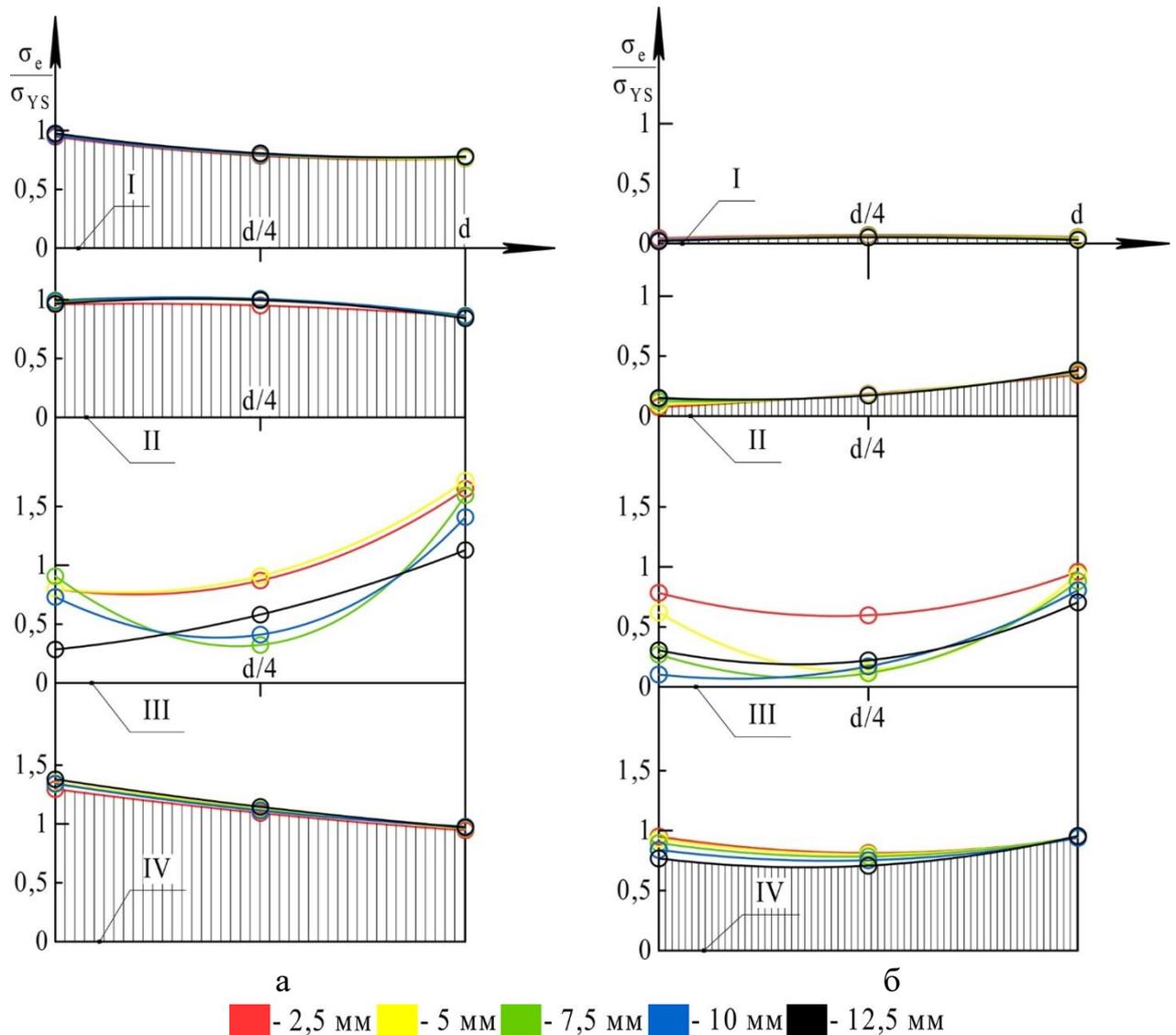


Рисунок 4.1.26 – Зависимость  $\sigma_e/\sigma_{YS}$  от толщины буферного слоя и положения линии измерения напряжений на границах между слоями: а) в момент времени начала охлаждения, б) в момент времени конца охлаждения; I) поверхность износостойкого слоя; II) граница между износостойким слоем и подслоем; III) граница между подслоем и основным металлом; IV) граница основного металла.

### 4.1.3 Моделирование напряженно-деформированного состояния сегмента раскатной поверхности наплавленной оправки в условиях нагружения, приближенным к эксплуатационным

Показанная в предыдущем параграфе модель цилиндрического образца воспроизводит условия эксперимента, однако, не учитывает условия работы реального изделия. Цикл «нагрев-охлаждение» для трубопрошивной оправки рассматриваемого типа составляет суммарно 17 секунд [158], из которых 5 секунд приходится на ее нагрев в ходе прошивки трубной заготовки, а в остальные 12 секунд происходит интенсивное охлаждение рабочей части. Разогрев рабочей поверхности оправки определяется совокупностью факторов: теплопередачей от разогретого до 1200 °С металла заготовки трубы, нагревом от деформации металла при действии большого давления, а также трением, возникающим между инструментом и прошиваемой гильзой.

Для описания и анализа указанных эффектов было проведено моделирование сегмента раскатной поверхности трубопрошивной оправки  $\varnothing 72$  мм (рис. 4.1.27).

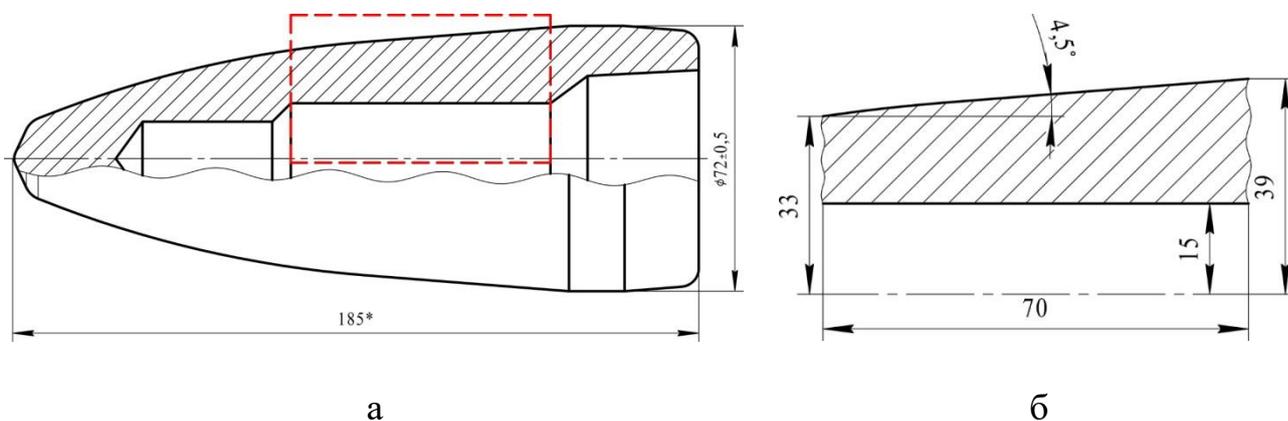


Рисунок 4.1.27 – Общий вид трубопрошивной оправки  $\varnothing 72$  мм (а) и укрупненный сектор для моделирования (б) (выделен красным).

Моделирование сектора позволяет эффективно использовать ресурсы вычислительной машины и показывает поведение одного из наиболее нагруженных участков оправки, находящейся после ее носовой части, а также дает возможность производить расчет в двумерной осесимметричной постановке.

На рисунке 4.1.28 показаны построенная геометрия сектора оправки и его видовое представление после расчета. Для каждого слоя, также, как и в предыдущих случаях, назначались материалы из библиотеки COMSOL Multiphysics: для износостойкого слоя – сплав H13; для основного металла – steel 1045; для буферного слоя – трубная сталь X60/X70 с изменениями в части теплофизических свойств. Толщина износостойкого слоя составляла 2,5 мм, что соответствует толщине наплавленного в один проход износостойкого сплава после его механической обработки [127]. Толщина подслоя варьировалась от 1 мм до 5 мм с шагом 1 мм. Толщина основного металла варьировалась в зависимости от изменения толщины подслоя из условия обеспечения постоянства габаритных размеров моделируемого сектора.

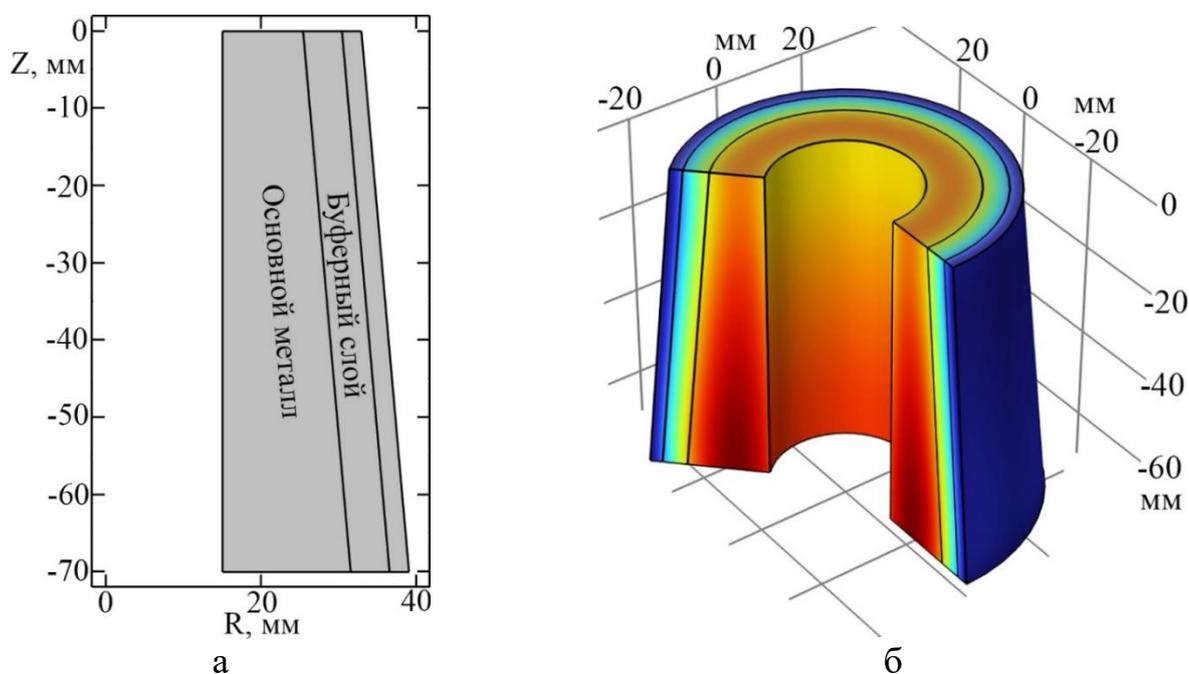


Рисунок 4.1.28 – Вид построенной геометрии сектора оправки (а) и вид на сектор оправки после расчета (б).

В основе расчета также, как и в случае с цилиндрическим образцом лежат выражения 4.1.1, 4.1.3 и 4.1.5-4.1.8.

Граничные условия, принятые при расчете показаны на рисунке 4.1.29 и задаются следующими соотношениями:

$$\text{при } r = R_0: q = h_{\text{вода}}(T_{\text{ext}} - T); S \cdot n = 0 \quad , \quad (4.1.11)$$

$$\begin{aligned} \text{при } r = R_K(Z): q &= h_{\text{наг}}(T_{\text{ext}} - T) \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.H.}}; t_i^{\text{K.H.}}] \\ q &= h_{\text{вода}}(T_{\text{ext}} - T) \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.O.}}; t_i^{\text{K.O.}}] \end{aligned} \quad , \quad (4.1.12)$$

$$S \cdot n = F_A; \overline{F}_A = \overline{F}_{\text{наг}} + f\overline{F}_{\text{наг}} \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.H.}}; t_i^{\text{K.H.}}]$$

$$S \cdot n = 0 \text{ при } t \in [t_i^{\text{H.O.}}; t_i^{\text{K.O.}}]$$

$$\text{при } z = Z_0: q = 0 \quad , \quad (4.1.13)$$

$$\text{при } z = Z_K: q = 0; u(z) = 0 \quad , \quad (4.1.14)$$

где  $t^{\text{H.H.}}$ ,  $t^{\text{K.H.}}$ ,  $t^{\text{H.O.}}$ ,  $t^{\text{K.O.}}$  – время начала фазы нагрева, время конца фазы нагрева, время начала фазы охлаждения, время конца фазы охлаждения соответственно, с. Остальные граничные условия описаны ниже.

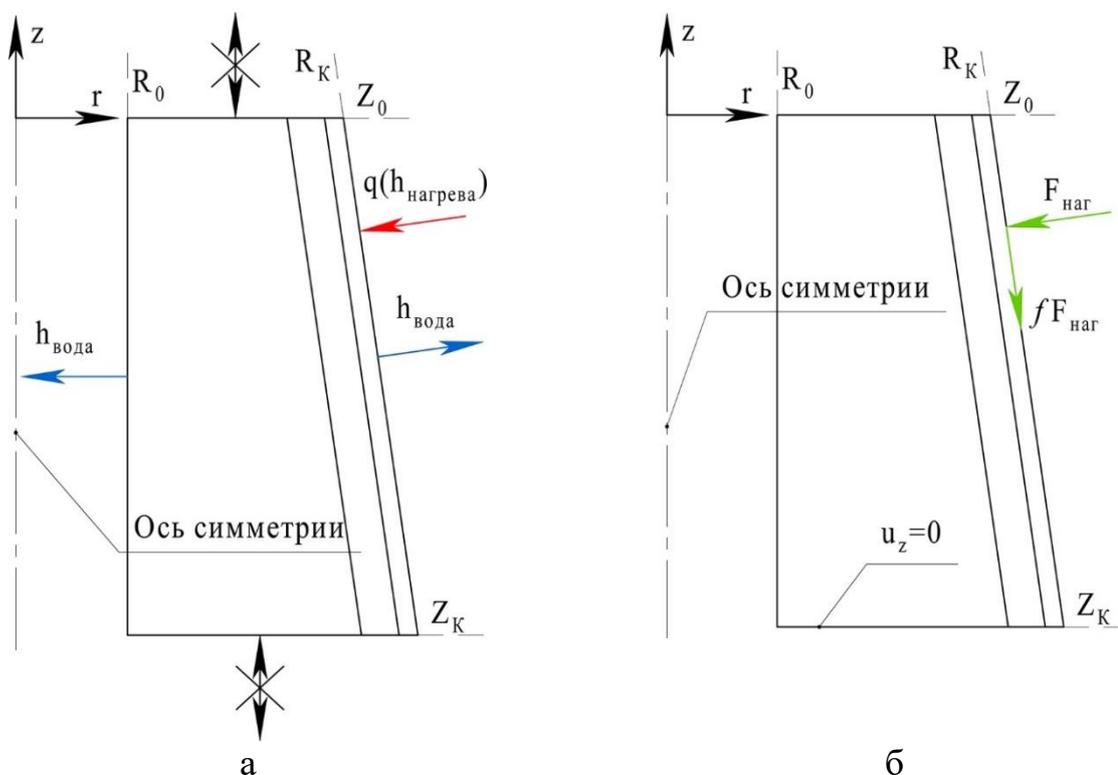


Рисунок 4.1.29 – Схема граничных условий при расчете сектора оправки:

а) условия при **нагреве/охлаждении**; б) условия **механического** нагружения.

Для фазы нагрева на рабочей поверхности сектора оправки задавали условия теплообмена (4.1.3), в котором числовые значения коэффициента теплопередачи выбирались по данным, указанным в [158]. По внутренней поверхности сектора (канал охлаждения) задавался постоянный отток тепла путем конвективного теплообмена между водой и нагретым металлом вне зависимости от фазы цикла «нагрев-охлаждение».

Для фазы охлаждения на рабочей поверхности сектора задавали условие теплоотдачи (4.1.3) с коэффициентом теплопередачи, соответствующим переносу тепла между нагретым металлом и холодной водой.

Статические граничные условия задавались с учетом внешней нагрузки, имитирующей давление на раскатную поверхность оправки, возникающее при прошивке гильзы. В [158] было показано, что давление распределяется неравномерно по длине оправки и может быть описано следующим полиномом:

$$\frac{F_x}{F_{max}} = 50,41 \left(\frac{l_x}{L}\right)^6 - 165,94 \left(\frac{l_x}{L}\right)^5 + 200,16 \left(\frac{l_x}{L}\right)^4 - 103,89 \left(\frac{l_x}{L}\right)^3 + 19,907 \left(\frac{l_x}{L}\right)^2 - 1,627 \left(\frac{l_x}{L}\right) + 1,0039 \quad (4.1.15)$$

где  $F_x$  – давление в заданной точке по длине оправки, МПа;

$F_{max}$  – максимальное давление в точке контакта, МПа;

$l_x$  – текущая координата точки приложения давления по длине, мм.

$L$  – общая длина оправки, мм.

Учитывая выражение 4.1.15 и координатное расположение моделируемого сектора (относительно всей длины оправки) принимали, что на рабочую поверхность сектора действует распределенная нагрузка в  $120 \text{ Н/мм}^2$  (36 % от максимальной равной  $327,5 \text{ Н/мм}^2$ ).

Также необходимо учитывать, что при прошивке гильзы оправка двигается, вследствие чего появляется сила трения:

$$F_{\text{тр}} = f \cdot F_{\text{наг}} \quad , \quad (4.1.11)$$

где  $f$  – коэффициент трения, принятый равным 0,3 по [159];

$F_{\text{наг}}$  – распределенная нагрузка принятая как  $120 \text{ Н/мм}^2$

Кинематические граничные условия устанавливали запрет на перемещения по оси  $Z$  для нижнего торца сектора оправки (рис. 4.1.29-б), а также на отсутствие перемещений по радиусу, на оси симметрии и совместность деформаций на границах слоев композиции.

Пример совместного решения тепловой и механической задач на секторе оправки показан на рисунке 4.1.30 в определенный момент времени (окончание

нагрева при  $t = 522$  с и окончание охлаждения  $t = 527$  с) цикла «нагрев-охлаждение» (рис. 2.3.6) для образца с толщиной буферного слоя 3 мм.

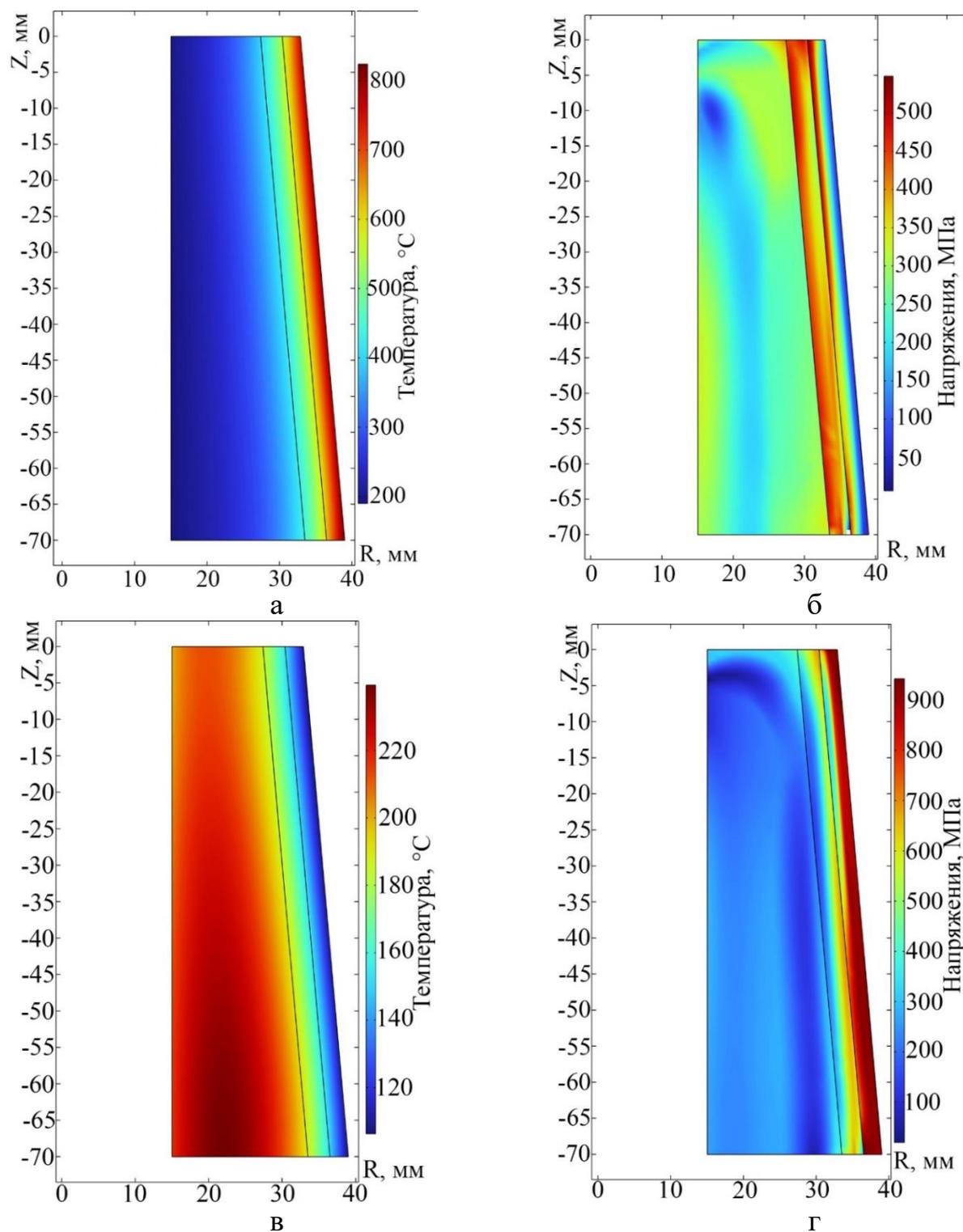


Рисунок 4.1.30 – Пример полей температуры (а, в) и напряжений (б, г) в модели сектора оправки с толщиной подслоя 3 мм при дополнительной механической нагрузке: в момент времени окончания нагрева (а, б) и в момент времени окончания охлаждения (в, г).

Вдоль линий, показанных на рисунке 4.1.31, которые соответствуют нагруженным поверхностям и границам между разными материалами получили графики относительных напряжений  $\sigma_e/\sigma_{YS}$  (рис. 4.1.32-4.1.36). Расположение этих линий было выбрано на основе результатов, показанных в предыдущем параграфе, где было установлено, что наибольшие напряжения в образце возникают на нагруженных поверхностях или при переходе через границу между материалами.

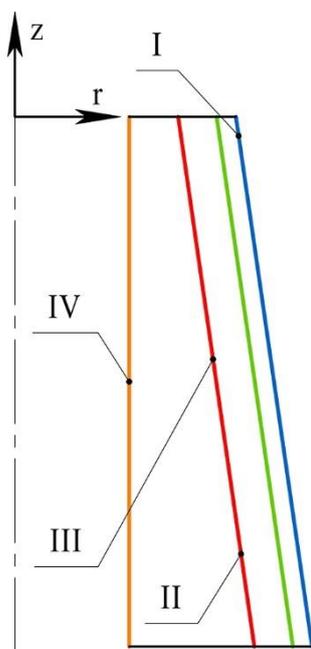


Рисунок 4.1.31 – Схема расположения линий измерения относительных эквивалентных напряжений  $\sigma_e/\sigma_{YS}$ : I) поверхность износоустойчивого слоя, II) граница между износоустойчивым слоем и подслоем (со стороны подслоя), III) граница между подслоем и основным металлом (со стороны основного металла), IV) основной металл (канал охлаждения).

Расчет напряжений проводили для трех случаев: когда на сектор не действует дополнительная механическая нагрузка, а происходит только термическое циклирование; когда на сектор воздействует дополнительная нагрузка и происходит термическое циклирование; когда на сектор воздействует только механическая нагрузка без термического циклирования.

На рисунках 4.1.32 и 4.1.33 показаны графики распределения напряжений в зависимости от толщины подслоя на указанных границах в моменты времени, соответствующие началу  $t = 1178$  с и завершению  $t = 1190$  с охлаждения для случая без воздействия дополнительной нагрузки.

Анализ графиков показывает (рис. 4.1.32а), что при увеличении толщины буферного слоя относительные напряжения на поверхности износоустойчивого слоя в момент начала охлаждения резко повышаются и далее начинают снижаться при достижении толщины подслоя 3 мм. На границе между подслоем и основным ме-

таллом (рис. 4.1.32в) напряжения в основном металле снижаются с увеличением толщины буферного слоя. При этом напряжения на границе между подслоем и износостойким слоем (рис. 4.1.32б) и на поверхности канала охлаждения (рис. 4.1.32г) не зависят от толщины подслоя. Такое поведение, возможно, связано с тем, что толщина износостойкого слоя и общая толщина образца постоянны, что не позволяет резко измениться условиям охлаждения на указанных двух границах.

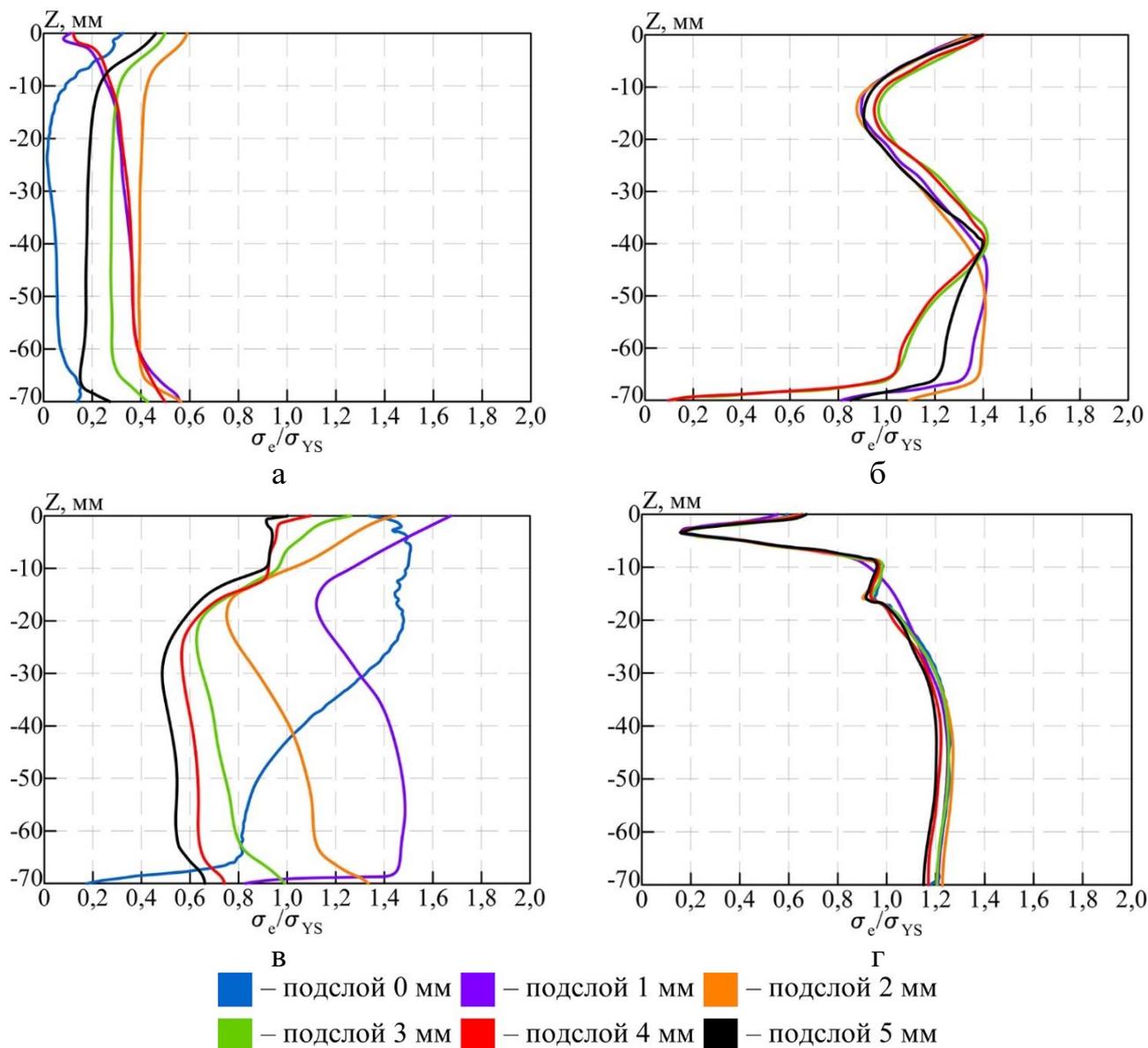


Рисунок 4.1.32 – Распределение относительных напряжений в момент начала охлаждения **без воздействия** дополнительной нагрузки: а) на поверхности износостойкого слоя; б) на границе между износостойким слоем и подслоем; в) на границе между подслоем и основным металлом; г) в основном металле.

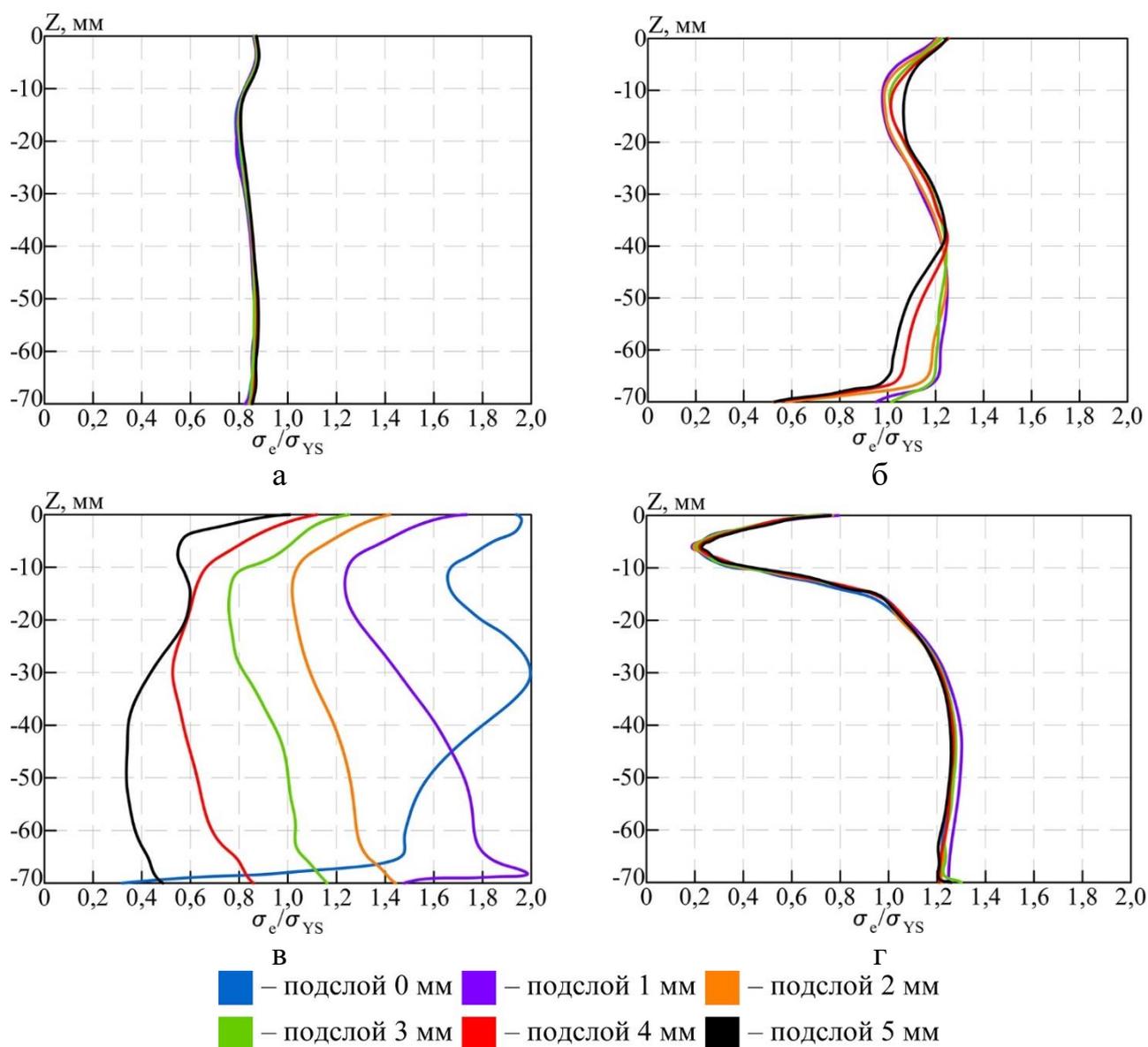


Рисунок 4.1.33 – Распределение относительных напряжений в момент конца охлаждения **без воздействия** дополнительной нагрузки: а) на поверхности износостойкого слоя; б) на границе между износостойким слоем и подслоем; в) на границе между подслоем и основным металлом; г) в основном металле.

Изменения в напряжениях на поверхности износостойкого слоя, скорее всего, связаны с изменением условий отвода тепла от поверхности. Уменьшение уровня относительных напряжений на границе буферного слоя с основным металлом связано с тем, что граница между сплавами перемещается в область относительно более низких температур, в котором предел текучести основного метал-

ла существенно возрастает в соответствии с заданной температурной зависимостью.

В момент окончания охлаждения напряжения на поверхности износостойкого металла (рис. 4.1.33а) и на поверхности канала охлаждения (рис. 4.1.33бг) не изменяются при варьировании толщиной подслоя. Такой эффект, возможно, связан с достижением стационарности условий на данных границах при охлаждении металла. Также на границе буферного слоя и износостойкого слоя в момент окончания охлаждения (рис. 4.1.33б) наблюдается незначительное изменение в распределении относительных напряжений. Возможно, что такое изменение связано с неравномерным распределением температуры в рассматриваемом секторе оправки в момент окончания охлаждения. Однако, относительные остаточные напряжения на границе основного металла и подслоя (рис. 4.1.33в) значительно снижаются с увеличением толщины буферного слоя. Такой эффект, вероятно, связан с тем, что введение в композицию сталь – износостойкий сплав прочного, но пластичного подслоя позволяет гораздо эффективнее распределить возникающие остаточные напряжения. Так как подслоя обладает большей прочностью при повышенной температуре по сравнению с основным металлом, это позволяет эффективнее сдерживать деформацию всего композита в целом и на границе подслоя/основной металл в частности. Также материал подслоя обладает несколько меньшим коэффициентом линейного термического расширения (от  $10,5 \cdot 10^{-6}$  до  $13,6 \cdot 10^{-6}$   $1/^\circ\text{C}$  для подслоя и от  $12,6 \cdot 10^{-6}$  до  $14,1 \cdot 10^{-6}$   $1/^\circ\text{C}$  для износостойкого слоя), что дополнительно уменьшает его деформацию при нагреве и в свою очередь снижает относительные напряжения в конце охлаждения.

Графики относительных напряжений с воздействием дополнительной нагрузки показаны на рисунках 4.1.34 и 4.1.35 в начале и в завершении охлаждения. Следует отметить, что общий характер распределения напряжений в зависимости от толщины подслоя не изменяется.

На поверхности износостойкого слоя величина относительных напряжений увеличивается (рис. 4.1.34а), что происходит вследствие механического воздействия на разогретую поверхность. Снижение разницы между значениями относи-

тельных напряжений на границе основного металла и подслоя (рис. 4.1.34в) по сравнению со случаем без нагрузки, возможно, объясняется более однородным характером напряженно-деформированного состояния, вызванным суперпозицией сжимающих механических и растягивающих термических напряжений в буферном слое. Характер напряжений, возникших на поверхности канала охлаждения (рис. 4.1.34г) практически не изменился при воздействии дополнительной нагрузки.

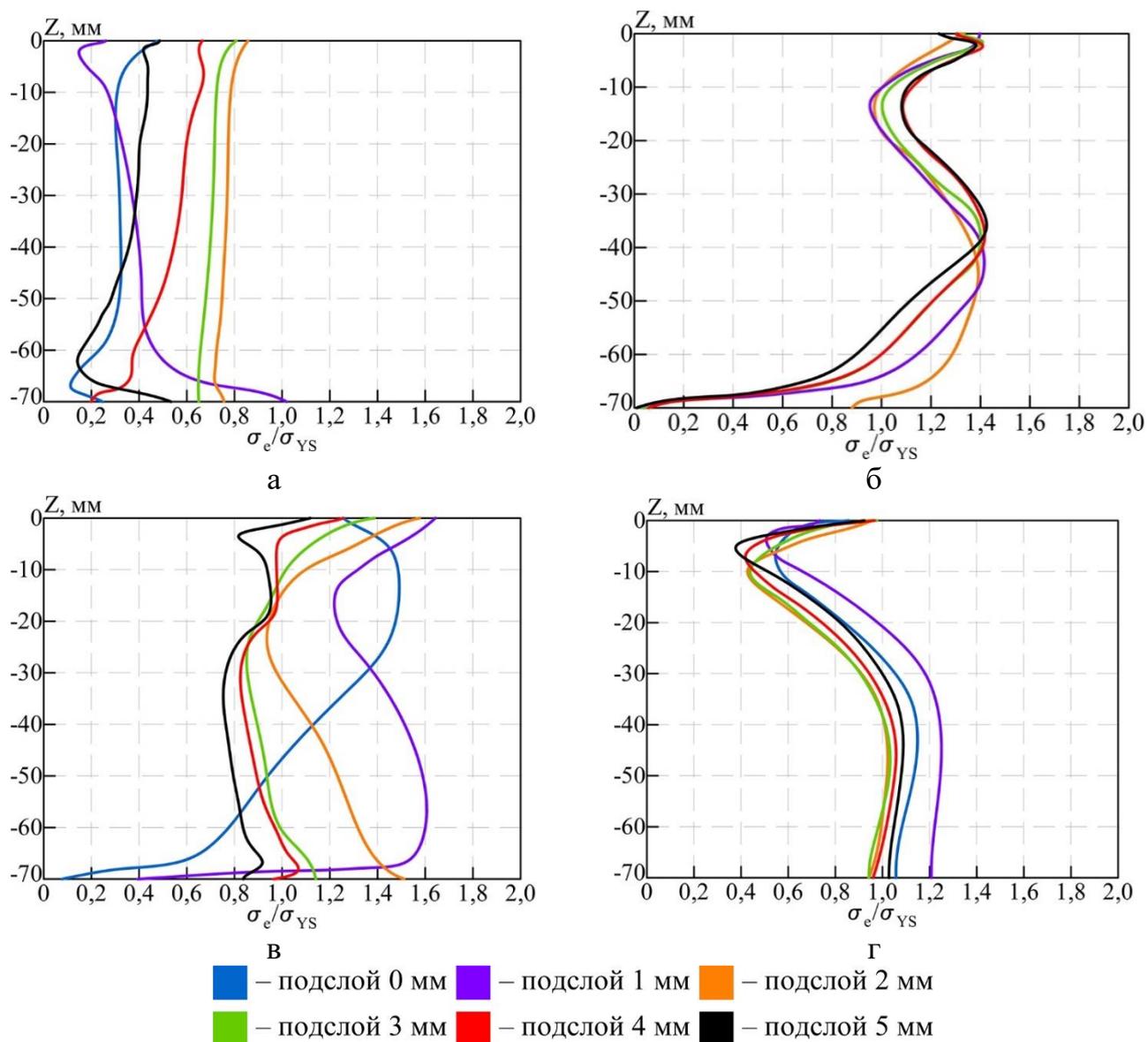


Рисунок 4.1.34 – Распределение относительных напряжений в момент начала охлаждения с воздействием дополнительной нагрузки: а) на поверхности износостойкого слоя; б) на границе между износостойким слоем и подслоем; в) на границе между подслоем и основным металлом; г) в основном металле.

Остаточные напряжения при воздействии дополнительной нагрузки (рис. 4.1.35) на сектор оправки не изменились. Такой эффект связан с тем, что интенсивное формирование остаточных напряжений происходит в период окончания охлаждения композита, когда механические свойства материалов возрастают, а в слоях возникают только термические напряжения, величина которых не зависит от поверхностных нагрузок, действовавших в период нагрева и начала охлаждения.

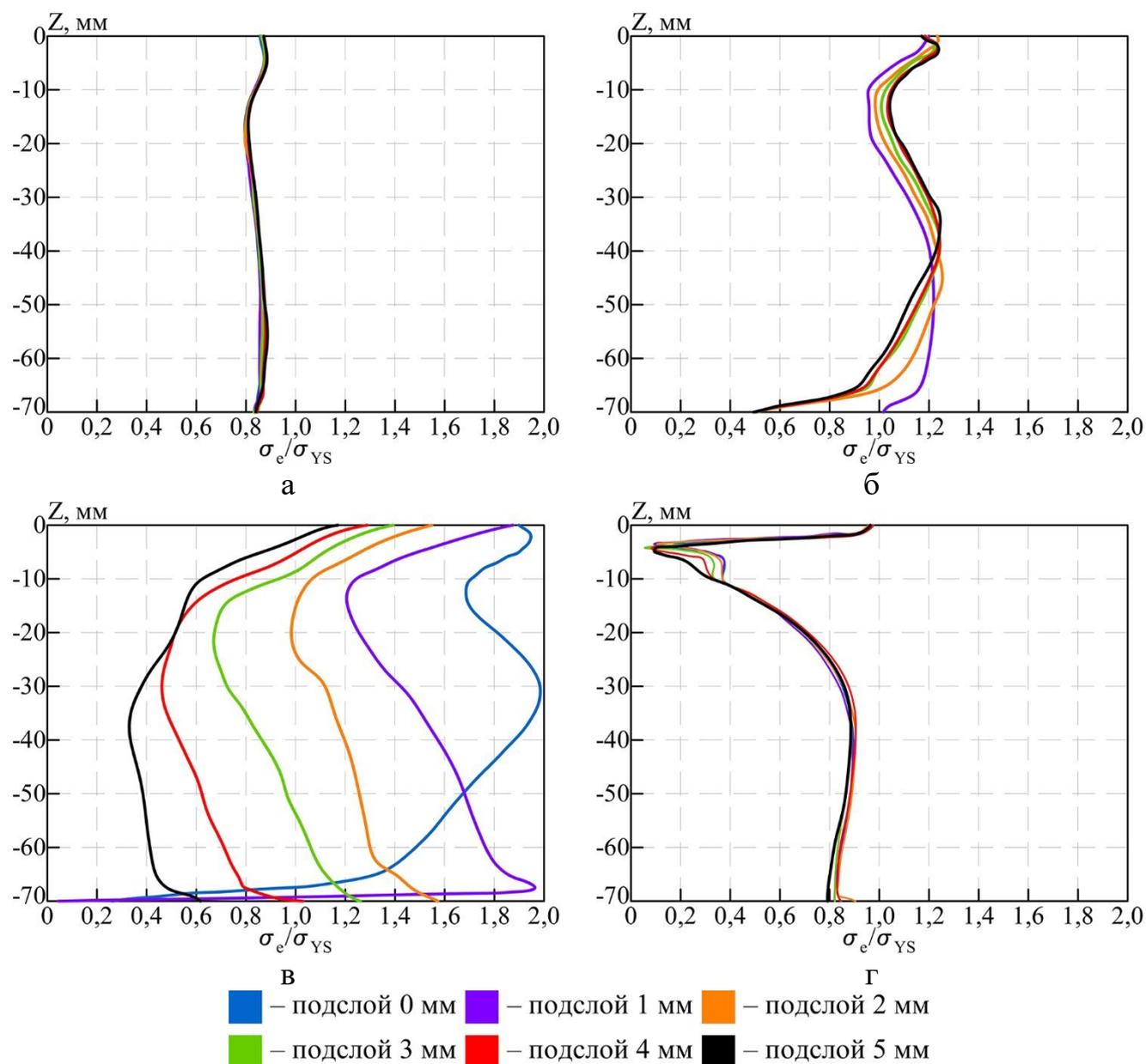


Рисунок 4.1.35 – Распределение относительных напряжений в момент **окончания** охлаждения **с воздействием** дополнительной нагрузки: а) на поверхности износостойкого слоя; б) на границе между износостойким слоем и подслоем; в) на границе между подслоем и основным металлом; г) в основном металле.

На рисунке 4.1.36 показаны графики относительных напряжений, возникающих при механическом нагружении без учета термической составляющей цикла прошивки. Как видно относительные напряжения не изменяются в зависимости от толщины подслоя, за исключением незначительного их снижения на границе между подслоем и основным металлом (рис. 4.1.36в).

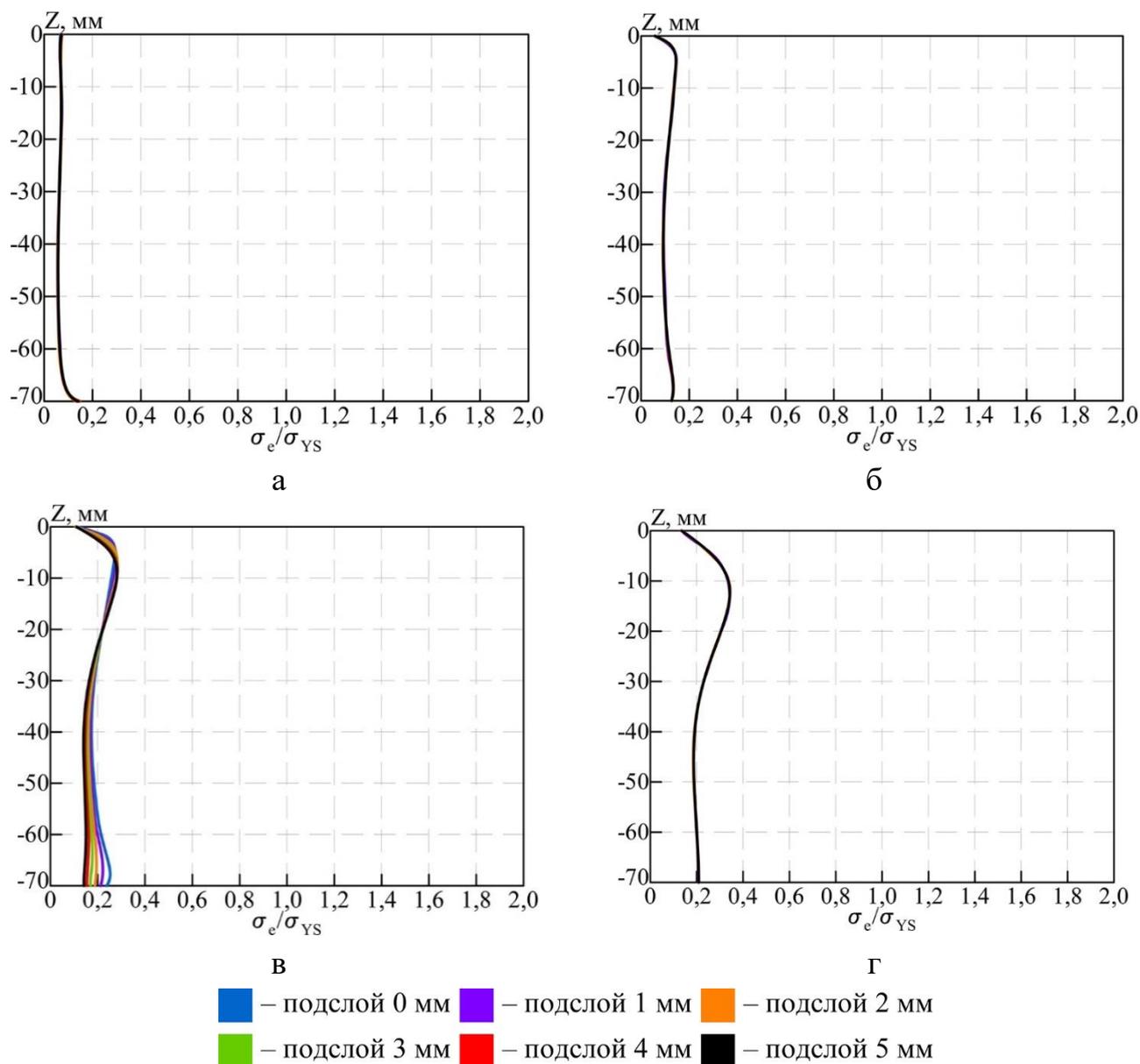


Рисунок 4.1.36 – Распределение относительных напряжений при воздействии дополнительной нагрузки при отсутствии изменения температуры: а) на поверхности износостойкого слоя; б) на границе между износостойким слоем и подслоем; в) на границе между подслоем и основным металлом; г) в основном металле.

Это происходит из-за того, что предел текучести подслоя выше, чем у основного металла. Следует отметить, что при отсутствии термической составляющей напряжения не превышают предел текучести, что свидетельствует об упругой деформации. Поэтому после снятия нагрузки (после фазы нагрева (непосредственная прошивка) напряжений в секторе оправки не возникает. Отсюда следует, что температурный перепад вносит более весомый вклад в напряженно-деформированное состояние наплавленной композиции.

Дополнительным критерием оценки выступало отношение эквивалентных напряжений к пределу прочности материала, в зависимости от температуры:  $\sigma_e/\sigma_{SF}(T)$ ; достижение указанного соотношения  $\geq 1$  показывает разрушение образца из-за циклического термосилового воздействия. На рисунке 4.1.37 показана диаграмма количества циклов «нагрев-охлаждение» до разрушения сектора оправки в зависимости от толщины подслоя и воздействия дополнительной нагрузки.

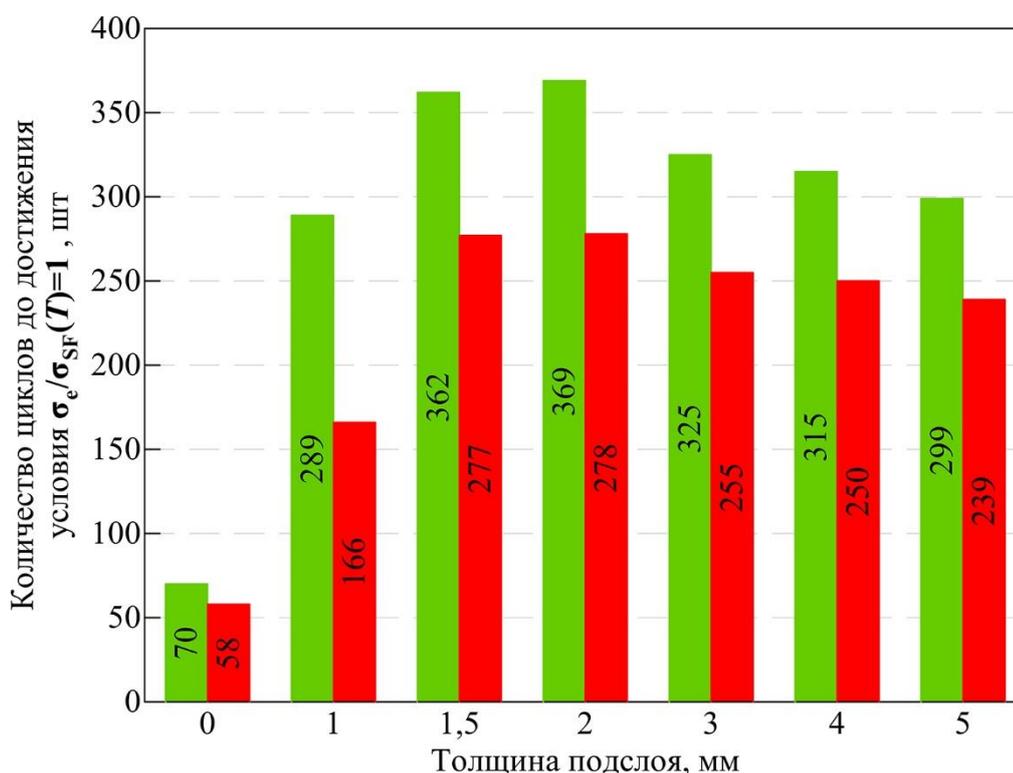


Рисунок 4.1.37 – Графики максимального количества циклов «нагрев-охлаждение» до достижения условия  $\sigma_e/\sigma_{SF}(T)=1$  в зависимости от толщины буферного слоя: **зеленым** – **без воздействия** дополнительной нагрузки, **красным** – **с воздействием** дополнительной нагрузки.

Как видно из рисунка, модель без подслоя показывает наименьшую циклическую стойкость. Формирование даже 1 мм подслоя увеличивает стойкость композита в несколько раз. Пик стойкости находится на толщине подслоя в 2 мм и затем снижается. При воздействии поверхностной нагрузки стойкость снижается в среднем на 25 % по сравнению с вариантом без дополнительной нагрузки. Характер изменения зависимости количества циклов до разрушения сектора с дополнительной нагрузкой не изменяется. При этом после достижения максимального значения циклов дальнейшее снижение их количества имеет более пологий характер.

Однако, следует рекомендовать производить наплавку толщиной 3-5 мм, т.к. именно на этой толщине наблюдаются наименьшие относительные напряжения на наиболее опасной границе подслоя – основной металл (рис. 4.1.35). Из вышесказанного возможно сделать вывод о том, что минимальная толщина подслоя при наплавке на трубопрошивную оправку должна составлять не менее 3 мм.

Дальнейшим развитием модели стал расчет полноценной трубопрошивной оправки  $\varnothing 72$  мм. Т.к. оправка представляет собой тело вращения, то тип задачи (двумерная осесимметричная) не изменялся. На рисунке 4.1.38а показан рабочий профиль оправки с наплавленным подслоем 3 мм и износостойким слоем толщиной 2,5 мм, а рис. 4.1.38б иллюстрирует вид оправки после проведения расчета и распределение по ее объему расчетного поля температур. Материалы слоев аналогичны материалам, применявшимся при моделировании сектора этой оправки.

На рисунке 4.1.39 представлены граничные условия, применяемые при расчете напряженно-деформированного состояния трубопрошивной оправки. Механическая нагрузка на поверхности оправки распределена согласно выражению (4.1.10) с максимальной нагрузкой на носке равной 327,5 МПа, перемещение внутреннего посадочного конуса по оси R и Z запрещены. Нагрев и охлаждение раскатной поверхности оправки аналогичны условиям нагрева и охлаждения сектора оправки. Область за калибрующим пояском при прошивке трубной заготовки не контактирует с горячим металлом и поэтому ее нагрев происходит посредством конвекции (4.1.3) и теплового излучения (4.1.4) [158]. В качестве допущения

ния при расчете было указано, что внутренняя полость посадочного конуса изолирована и на ней не происходит теплообмена. Канал охлаждения обладал постоянным оттоком тепла по выражению (4.1.3).

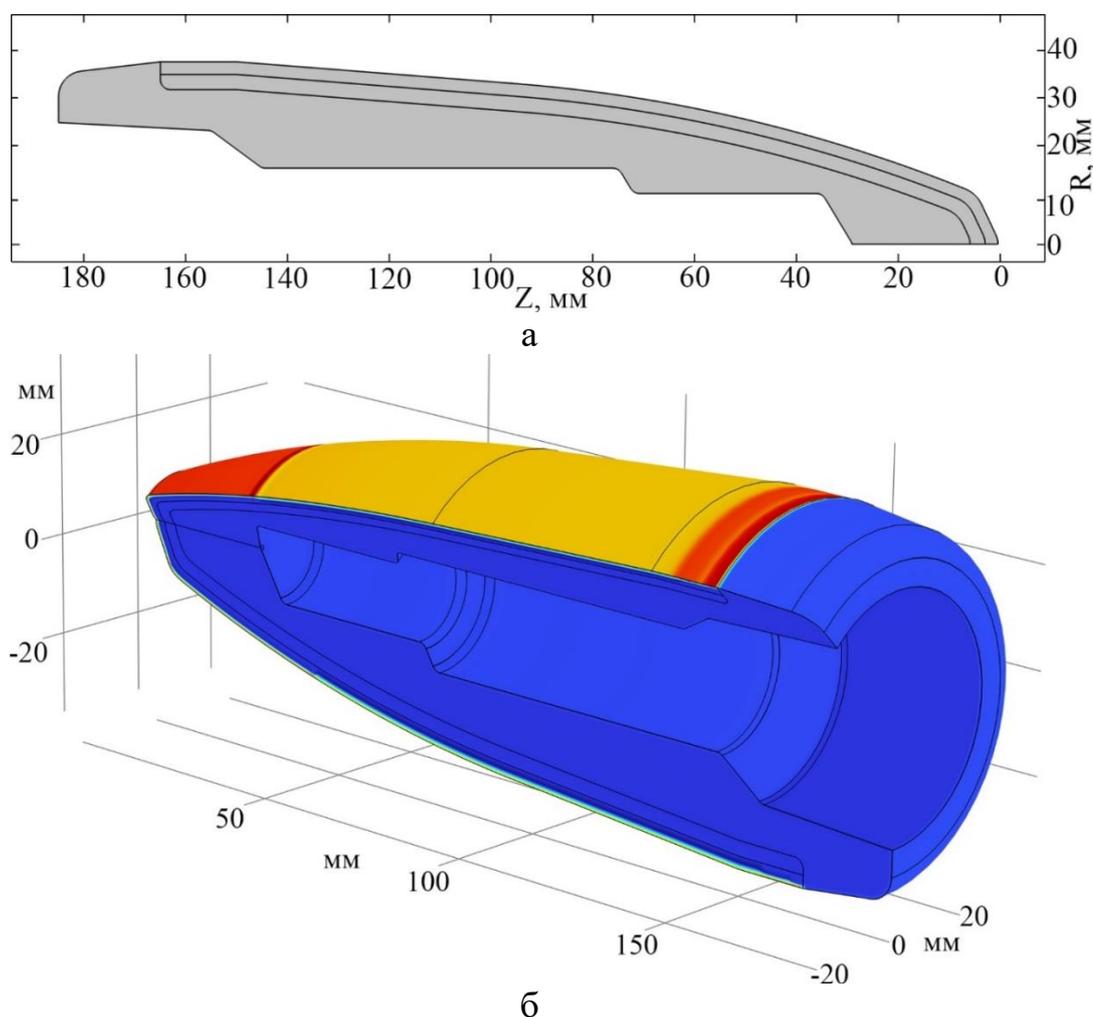


Рисунок 4.1.38 – Вид построенной геометрии оправки  $\varnothing 72$  мм (а) и ее видовое представление после расчета (б).

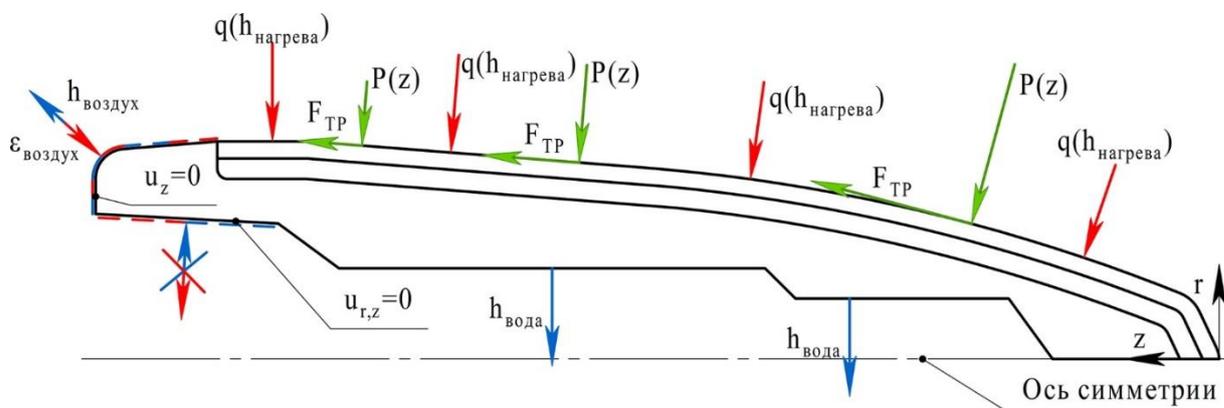


Рисунок 4.1.39 – Схема граничных условий при расчете оправки при **нагреве**, **охлаждении** и **механическом** нагружении.

В текущей конфигурации задачи при моделировании не учитывались пластические деформации металла слоев, а расчет производился только в области упругих деформаций. На рисунке 4.1.40 показаны линии, вдоль которых после расчета измерялся уровень напряжений, показанный на рис. 4.1.41.

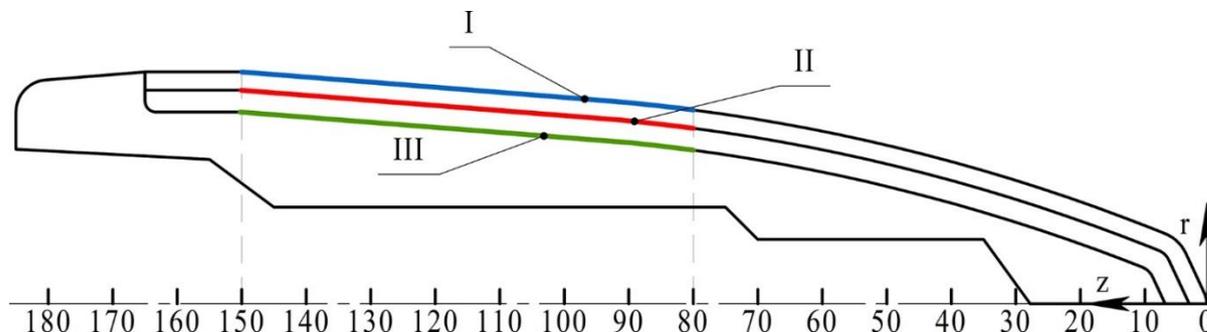


Рисунок 4.1.40 – Схема расположения линий измерения эквивалентных напряжений  $\sigma_e$  относительных эквивалентных напряжений  $\sigma_e/\sigma_{YS}$ : I - поверхность износоустойчивого слоя; II - граница между износоустойчивым слоем и подслоем (со стороны подслоя); III - граница между подслоем и основным металлом (со стороны основного металла).

На рисунке 4.1.41а, б показаны относительные напряжения в момент начала охлаждения. Как видно абсолютные значения эквивалентных напряжений отличаются от аналогичных графиков для сектора оправки. Однако, распределение напряжений от одной границы к другой сохраняется. Так наиболее нагруженным местом стала граница между буферным слоем и основным металлом. В момент конца охлаждения (рис. 4.1.41в, г) уровень относительных напряжений выравнивается. Такие отличия возможны из-за изменения теплового состояния оправки по сравнению с ее сектором, который рассчитывался в более «жестких» тепловых условиях (при более высоких значениях температур и ее градиентов), а также в силу принятых в рамках данной модели допущений об упругом характере деформаций. Изменение теплового состояния оправки вызвано в первую очередь увеличением массы нагреваемого металла, а также изменением геометрии и динамики движения поверхностей, подвергаемых нагреву и охлаждению. Создание уточненной модели термо-напряженного состояния трубопрошивной оправки требует дальнейшей, более углубленной работы.

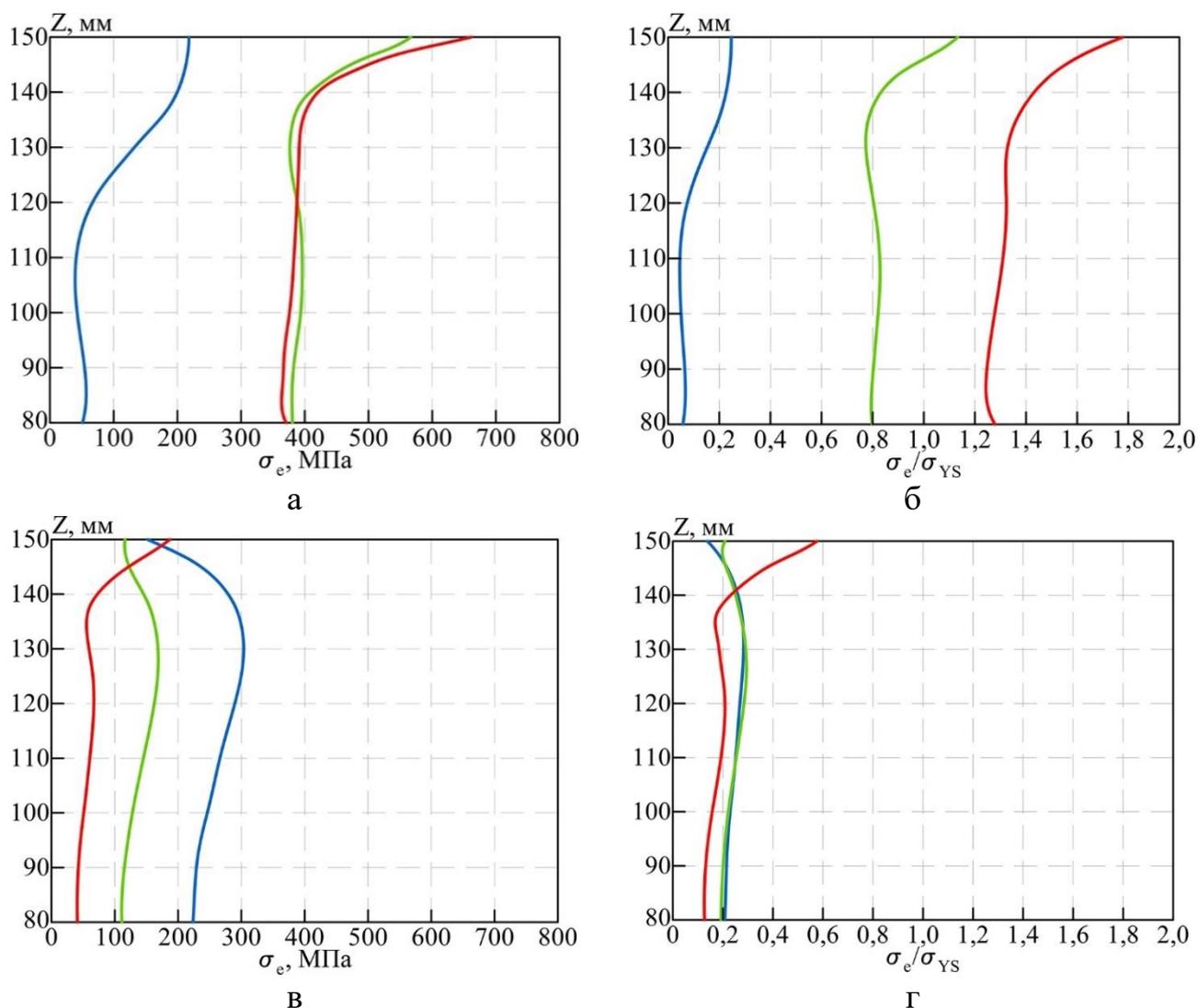


Рисунок 4.1.41 – Распределение эквивалентных (а, в) и относительных (б, г) напряжений вдоль линий измерения (см. рис. 4.1.38): а, б) в момент времени окончания нагрева и начала охлаждения; в, г) в момент времени окончания охлаждения (поверхность износостойкого слоя, граница между износостойким слоем и подслоем, граница между подслоем и основным металлом).

## 4.2 Технологические рекомендации по наплавке раскатной поверхности оправок трубопрошивного стана

Технологию наплавки трубопрошивных оправок следует разделить на три этапа: подготовительный, наплавочный, термическая обработка.

**Подготовительный этап наплавки.** К этому этапу относятся проектирование заготовки под наплавку. Как было установлено в предыдущем параграфе общая толщина буферного слоя, после наплавки износостойкого слоя, должна со-

ставлять не менее 3 мм, но не более 5 мм. В главе III было показано, что общая высота одиночного наплавленного валика (сумма высоты наплавленного металла и глубины проплавления основного металла) составляет  $3^{+1}$  мм, а глубина проплавления при наплавке износостойкого сплава –  $1^{+1}$  мм (в случае использования дуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода). Следовательно, необходимо и достаточно сформировать подслой в 2 слоя. Толщина наплавленного износостойкого металла составит  $4^{+1}$  мм. Требуемая толщина износостойкого слоя не менее 2,5 мм, также необходимо заложить допуск на механическую обработку наплавленной поверхности равный  $1^{+0,5}$  мм, с учетом вышесказанного необходимо обеспечить профиль заготовки под наплавку (рис.4.2.1).

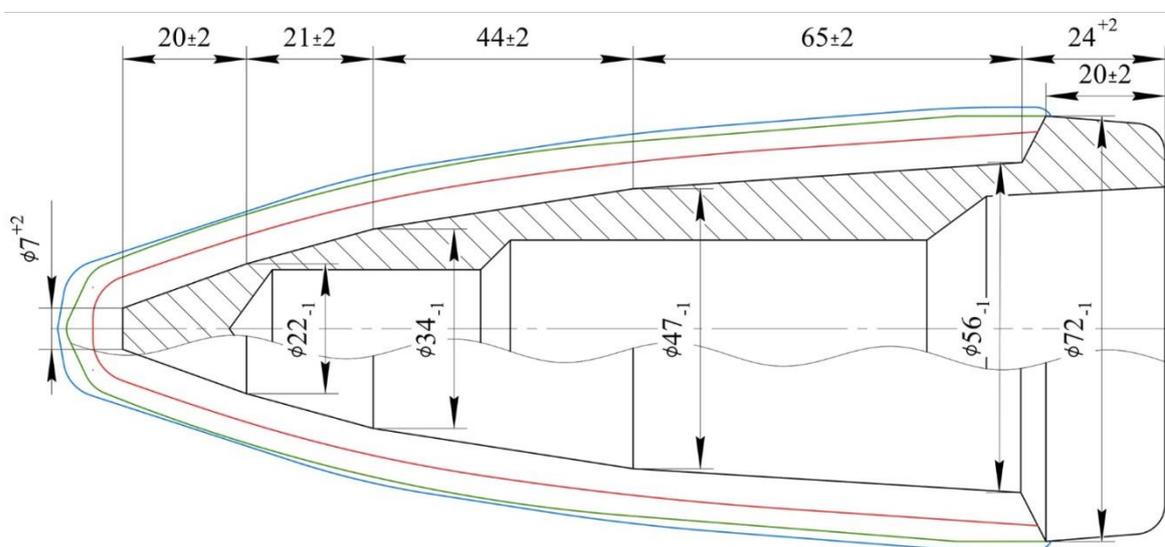


Рисунок 4.2.1 – Профиль заготовки трубопрошивной оправки  $\phi 72$  мм под наплавку (зеленым контуром обозначен профиль оправки после механической обработки, красным – профиль после наплавки буферного слоя, синими – после наплавки износостойкого слоя).

В качестве основного металла заготовки использовали сталь 45. Наплавку низколегированного подслоя осуществляли разработанной порошковой проволокой в защитных газах. Для наплавки применяется два типа износостойкого сплава: для раскатной поверхности сплав – 25X5ФМС, получаемый наплавкой проволоки ПП-Нп-25X5ФМС, а для носовой части – сплав 15X15Н57М15В3, получаемый при наплавке покрытыми электродами. Выбор для носовой части высоколегированного сплава на основе никеля обусловлен большей нагрузкой и темпера-

турой в этой части оправки. Поэтому требуется применение более стойкого к разупрочнению сплава. Для наплавки подслоя применяли смесь защитных газов: 82 % Ar и 18 % CO<sub>2</sub>, а для наплавки износостойкого слоя – технически чистый Ar. Дополнительно перед наплавкой необходимо производить подогрев заготовки 200<sup>+50</sup> °С, для снижения вероятности образования трещин в зоне термического влияния основного металла и на поверхности износостойких слоев.

**Наплавка.** Наплавляемую поверхность условно можно разделить на 5 зон (рис. 4.2.2) по порядку их наплавки: передняя часть носовой части заготовки, ее задняя часть, переход от носовой части к раскатной поверхности, раскатная поверхность, торец носовой части заготовки. Деление на зоны необходимо для назначения скорости наплавки каждой из зон вследствие их разного и относительно малого диаметра. Автоматизированная наплавка выполняется по кольцу, со смещением после полного заполнения «кольца» наплавленным металлом.

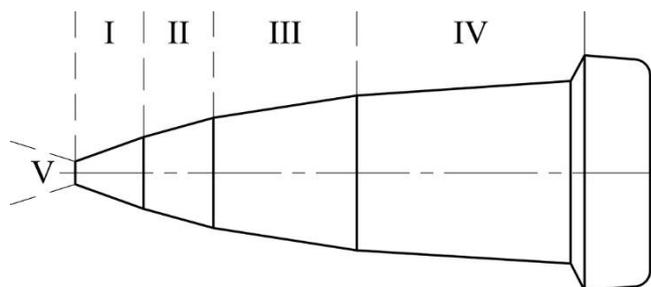


Рисунок 4.2.3 – Распределение зон для наплавки заготовки оправки.

Рассмотрим технологическую последовательность автоматической дуговой наплавки с поперечными колебаниями электрода. При наплавке зон I и II, оправка устанавливается на устройстве вращения, которое наклонено, таким образом, чтобы обеспечить параллельность профиля наплавляемой поверхности к горизонту. Электрод устанавливается в нейтральном положении (планка колебателя на отметке «0») на середине наплавляемой поверхности со смещением от зенита 6-8 мм в противоположном направлении наплавки направлению. Выполняется наплавка (режимы наплавки указаны в табл. 4.2.1). Каждый раз при переходе от зоны к зоне изменяется угол наклона оправки к горизонту.

При переходе к зоне III электрод устанавливается в нейтральном положении не в середине участка наплавки, а на его четверти. При переходе к зоне IV электрод устанавливается в нейтральном положении в точке равной  $1/6$  от длины всего участка. На участках III и IV шаг наплавки составляет  $20 \pm 4$  мм, что обеспечивает взаимное перекрытие валиков  $20^{+10}\%$ .

Участок V наплавляется в последнюю очередь. Для этого устройством вращения заготовка оправки устанавливается вертикально. Электрод устанавливается над торцом заготовки со смещением от центра  $3_{-1}$  мм. Наплавка выполняется без колебаний (табл. 4.2.1).

Формирование подслоя производится последовательной наплавкой двух слоев. На рисунке 4.2.3 показан пример расположения валиков на раскатной поверхности после наплавки подслоя.

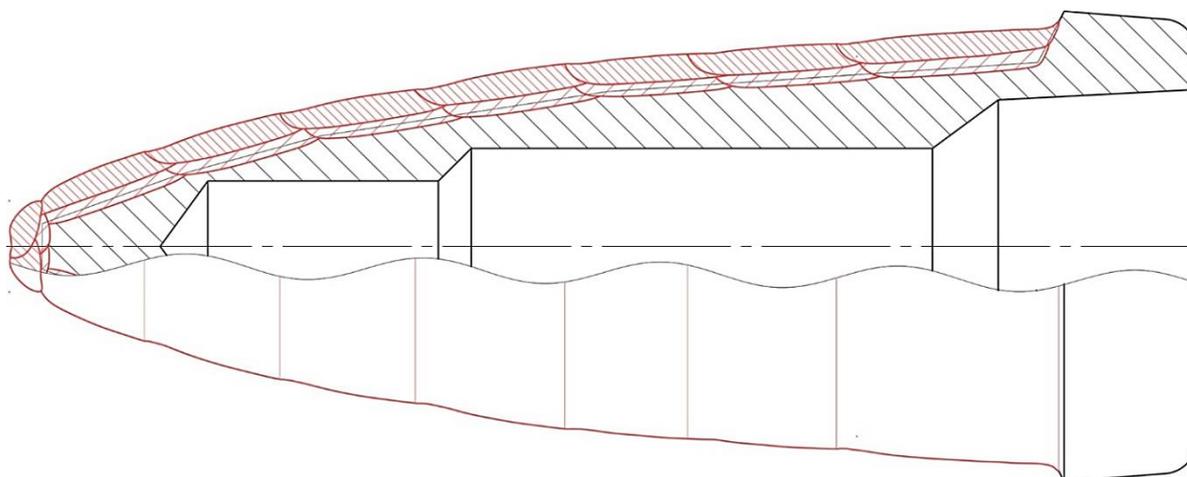


Рисунок 4.2.3 – Пример расположения валиков наплавленного металла после наплавки двух слоев подслоя.

Наплавка износостойкого слоя производится на подслоя без механической обработки последнего. Такое возможно из-за того, что при наплавке с поперечными колебаниями электрода и перекрытием около 25 % образуется достаточно плоская поверхность. Наплавку износостойкого слоя следует начинать с зоны III и IV. В этих зонах при автоматизированной наплавке износостойкого слоя сохраняются те же рекомендации, что и при наплавке буферных слоев (режим см. в

табл. 4.2.1). Наплавка зон I, II и V производится покрытыми электродами вдоль образующих. Схема раскладки валиков показана рисунке 4.2.4.

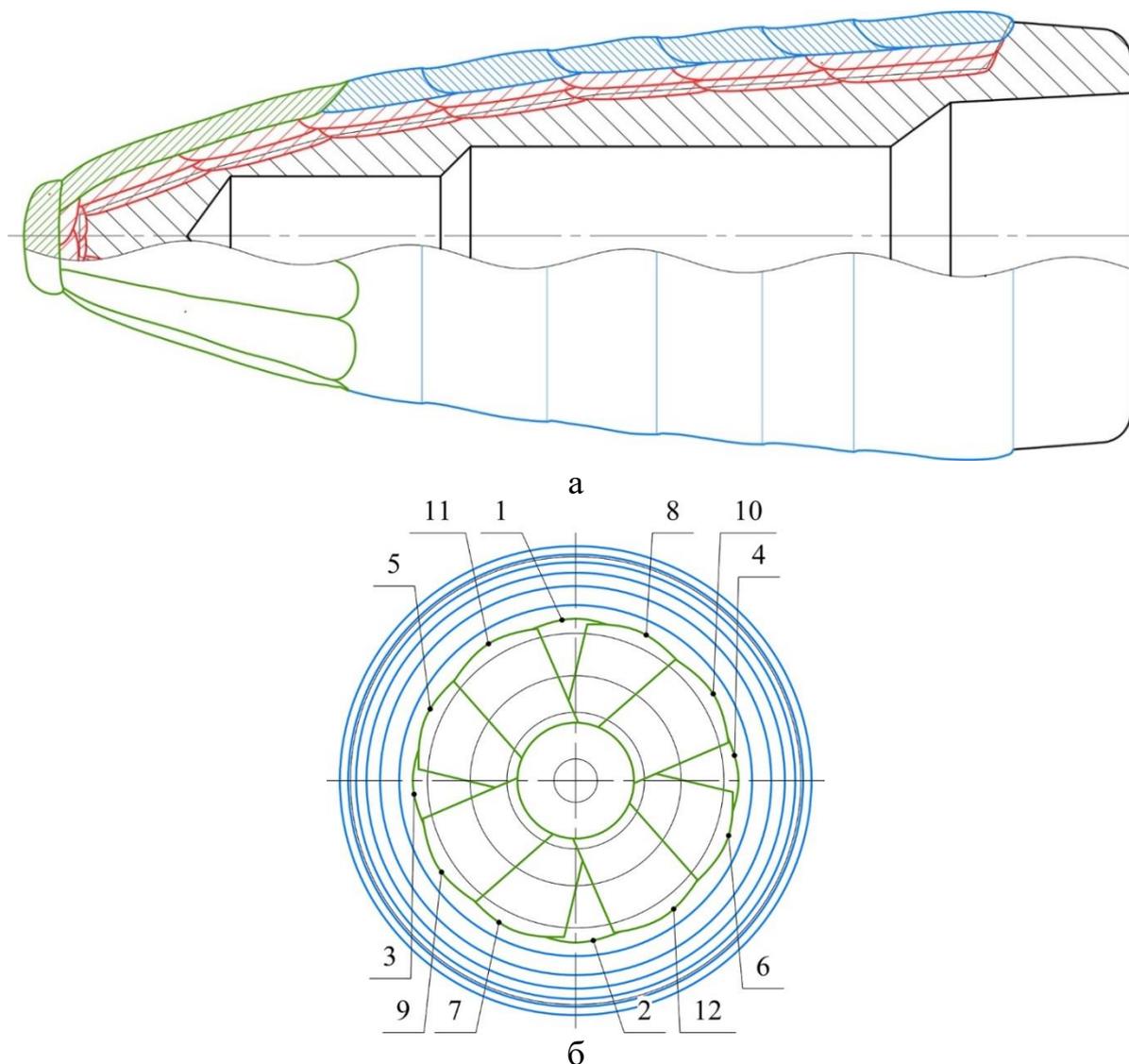


Рисунок 4.2.4 – Пример расположения валиков наплавленного износостойкого слоя в продольном сечении оправки (а) и на торце (б) ее носовой части (цифрами обозначен порядок наложения валиков при наплавке вдоль образующих). **Зеленым** цветом показан металл, наплавленный **покрытым электродом**, **синим** – **порошковой проволокой**.

При наплавке устройство вращения располагает заготовку оправки параллельно зонами I и II к горизонту. Сварщик ведет наплавку от носовой части к посадочному конусу оправки. После наплавки образующих поверхностей заготовка оправки устанавливается вертикально и производится наплавка торца носовой части (режим наплавки указан в табл.4.2.1).

Таблица 4.2.1

## Параметры режима наплавки заготовки оправки

Участок наплавки	$I_n$ , А	$U_d$ , В	$v_n$ , об/мин (см/мин)	$A$ , мм	$f$ , Гц	Защитный газ	$Q_g$ , л/мин	$l_3$ , мм	$\varnothing$ , мм
Буферный слой (ПП-Нп-БЗФVI)									
I	300 <sub>-30</sub>	26±1	36.2 (18.1)	10±1	0,42 <sup>+0,08</sup>	Смесь: 82% Ar + 18% CO <sub>2</sub>	20 <sup>+5</sup>	35±5	2,5
II			25±1 (16±2)						
III	300 <sup>+30</sup>		140 <sup>+15</sup> (20 <sup>+2</sup> )	–	–				
IV			–	–					
V	250 <sub>-30</sub>		–	–	–				
Износостойкий слой (15X15H57M15B3)									
I	120 <sup>+20</sup>	20±2	–	–	–	–	–	–	4,0
II			–	–	–	–			
V			–	–	–				
Износостойкий слой (ПП-Нп-25X5ФМС)									
III	350±2	26±1	8 <sup>+1</sup> (12+2)	10±1	0,9 <sub>-0,08</sub>	Ar	20 <sup>+5</sup>	35±5	2,8
IV	0		5 <sup>+1</sup> (12 <sup>+2</sup> )						
Температура предварительного подогрева (межпроходная) – 200 <sup>+50</sup> °C									

В случае изменения типоразмера оправки в пределах от 60 до 114 мм необходимо учитывать изменение формы заготовки под наплавку. Для определения количества слоев подслоя можно использовать номограмму, представленную на рисунке 4.2.5, совместно с таблицей режимов на рисунке 3.3.2.

Перед выбором режима необходимо подобрать амплитуду колебаний исходя из условий минимального количества наплавленных валиков на слой согласно выражению 4.2.1. В случае получения дробного числа необходимо произвести округление до ближайшего целого.

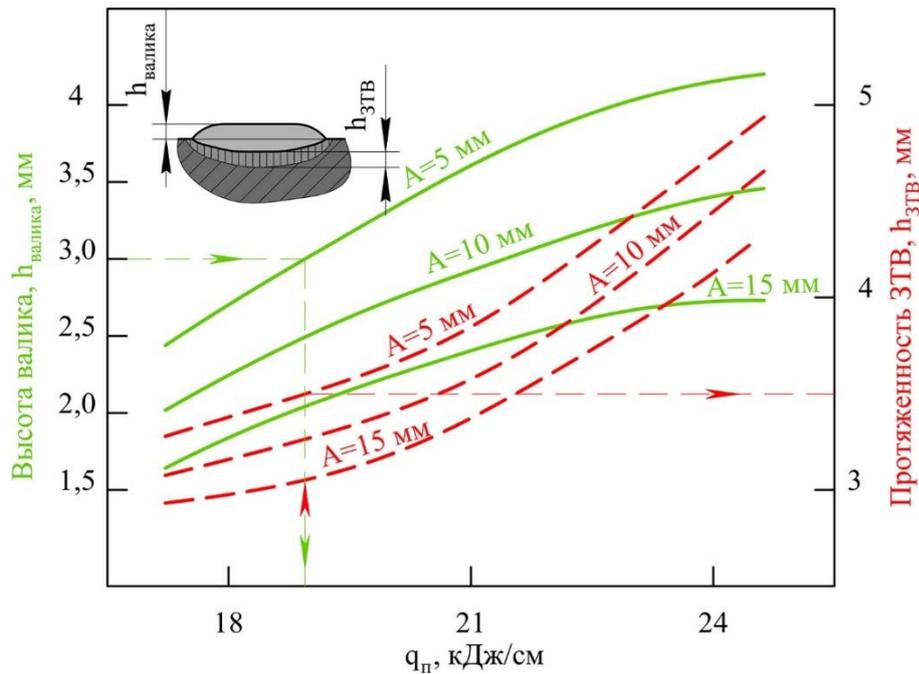


Рисунок 4.2.5 – Номограмма зависимости высоты наплавленного валика ( $h_{\text{валика}}$ ) и протяженности зоны термического влияния ( $h_{\text{зТВ}}$ ) от погонной энергии наплавки и амплитуды колебаний электрода.

$$N_{\text{проходов}} = \frac{(L_{\text{поверх}} - 2A)}{(1 - n) \cdot 2A} + 1, \quad (4.2.1)$$

где  $N_{\text{проходов}}$  – количество наплавленных валиков на слой;

$L_{\text{поверх}}$  – ширина поверхности под наплавку, мм;

$A$  – амплитуда колебаний электрода, мм;

$n$  – взаимное перекрытие валиков.

После подбора необходимой амплитуды, по рисунку 3.3.2 выбирается необходимый режим наплавки, обеспечивающий качественное формирование наплавленного валика и позволяющий выполнить наплавку на погонной энергии в пределах от 18 до 24 кДж/см. Далее по рисунку 4.2.5 вычисляется высота единичного наплавленного валика и глубина зоны термического влияния  $h_{\text{зТВ}}$ , сформированной при наплавке. Для протекания процессов рекристаллизации на всей глубине наплавленного металла подслоя должно выполняться условие:

$$h_{\text{зТВ}} \geq 1,15h_{\text{валика}}, \quad (4.2.2)$$

Если условие 4.2.2 не выполняется, следует увеличить погонную энергию наплавки. После установления высоты наплавленного валика рассчитывается ко-

личество слоев наплавленного металла подслоя (выражение 4.2.3) с учетом величины проплавления подслоя при последующей наплавке износостойких сплавов.

$$N_{\text{слоев}} = \frac{h_{\text{треб.}} - h_{\text{пр.изн.}}}{h_{\text{валика}}}, \quad (4.2.3)$$

где  $N_{\text{слоев}}$  – количество слоев;

$h_{\text{треб.}}$  – требуемая толщина подслоя, мм;

$h_{\text{пр.изн.}}$  – глубина проплавления при наплавке износостойкого сплава, мм;

**Термическая обработка.** После завершения наплавки оправка проходит термическую обработку по режиму высокого отпуска. Посадка в печь при 680-700 °С, а длительность выдержки варьируется от 0,5 до 1,5 часа в зависимости от количества наплавленного металла. Охлаждение на спокойном воздухе до комнатной температуры. Термическая обработка должна быть произведена сразу же после наплавки, снижение температуры заготовки оправки ниже 200 °С не допускается. После термической обработки поверхность наплавленного металла необходимо проконтролировать капиллярными методами контроля на наличие трещин. После механической обработки рекомендуется провести ультразвуковую диагностику наплавленной поверхности.

Практическая реализация результатов исследований осуществлена на АО «Волжский трубный завод».

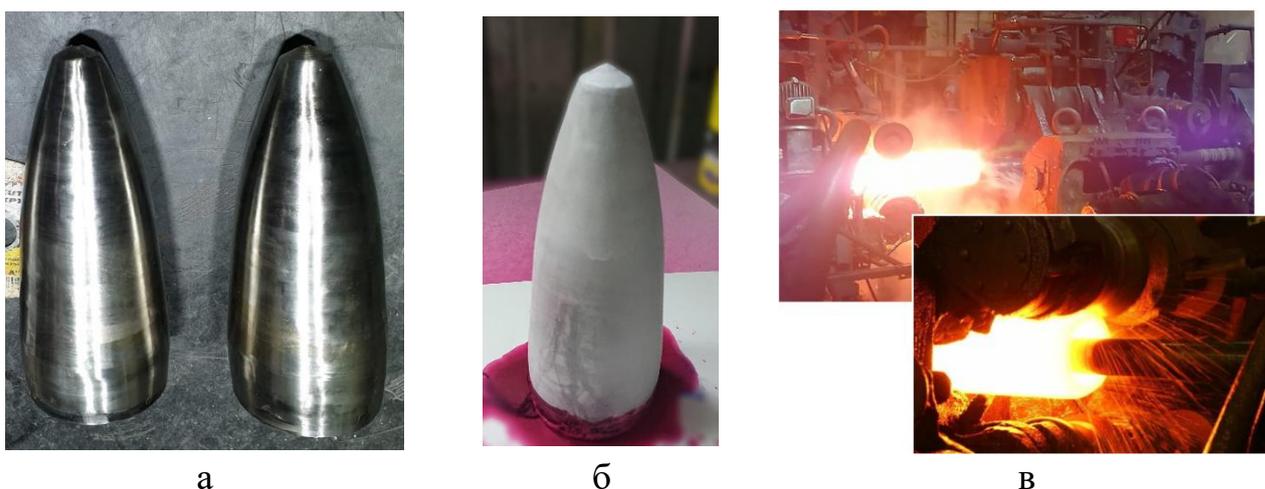


Рисунок 4.2.6 – Внешний вид наплавленных оправок после механической обработки (а), капиллярного контроля (б) и процесс натурных испытаний (б) на стане ТПА «50-200».

Выполненные натурные испытания (при прокате труб размером  $\varnothing 73 \times 11$  мм из стали 38Г2СФ) наплавленных трубопрошивных оправок (рис. 4.2.6) в условиях ТПЦ-1 показали повышение их стойкости на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок.

### 4.3 Перспективы применения разработанной порошковой проволоки для наплавки под флюсом

Экспериментальные исследования процесса наплавки под флюсом с использованием разработанной порошковой проволоки показали, что процесс автоматической наплавки с поперечными колебаниями электрода стабилен, формирование валиков наплавленного металла происходит без дефектов (рис. 4.3.1). Анализ структур (рис. 4.3.2) показывает, что структуры металла, наплавленного в смеси газов и под флюсом морфологически подобны.

Механические испытания показали, что металл, наплавленный под флюсом отличается несколько большими значениями прочностных показателей и относительного удлинения (табл. 4.3.1), что, вероятно, объясняется лучшей металлургической обработкой металла высокоосновным шлаком системы  $(\text{CaO} + \text{MgO}) 55\% - \text{CaF}_2 25\% - (\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MnO}) 20\% - (\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2) 15\%$ . Также по данным производителя использованный флюс (ок 10.63Р) обеспечивает довольно низкое ( $< 5$  мл/100 г) содержание диффузионного водорода.



а



б

Рисунок 4.3.1 – Внешний вид наплавленных под флюсом валиков (а) и сечение наплавленного металла (б).

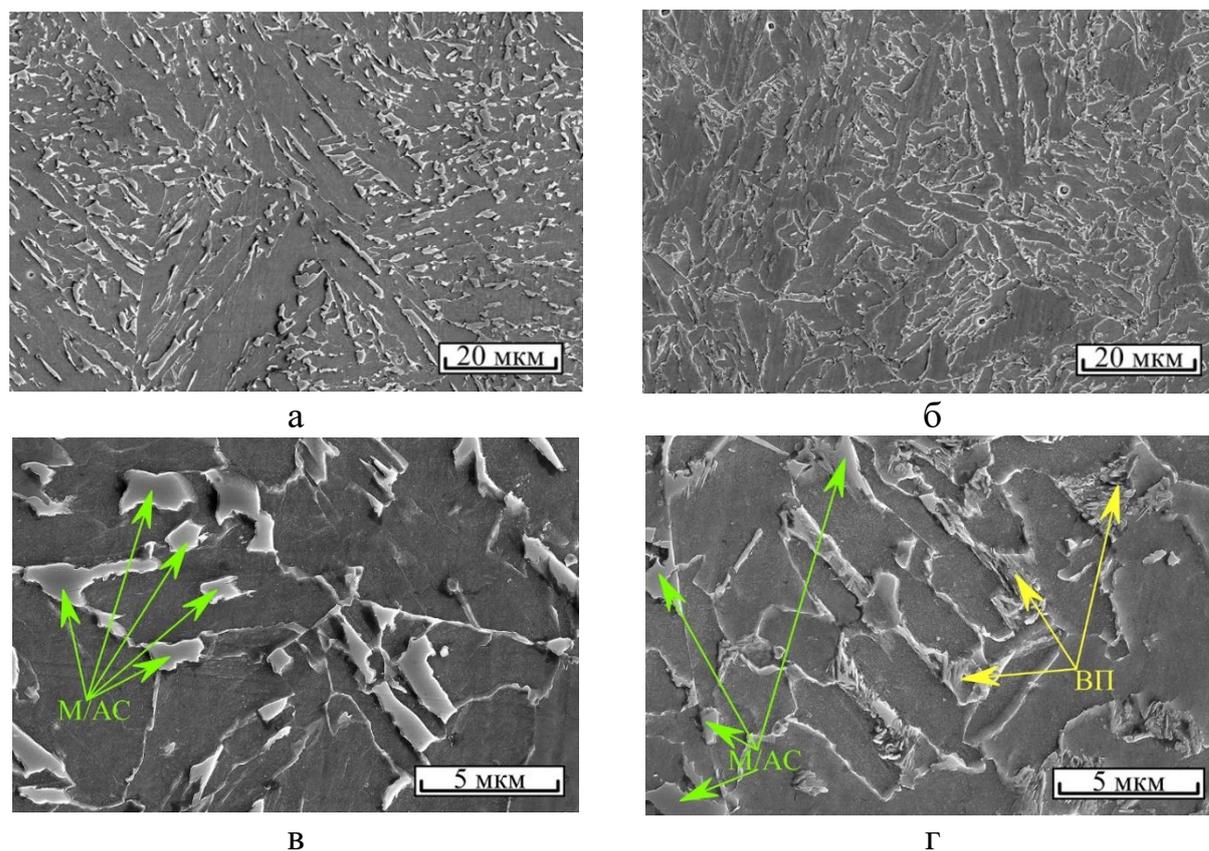


Рисунок 4.3.2 – Структуры металла, наплавленного под флюсом (а, в) и в смеси газов (б, г)

Таблица 4.3.1

Механические свойства наплавленного металла

Тип защиты	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Газовая смесь: 82%Ar + 18%CO <sub>2</sub>	750	540	23
Флюс	770	580	26

Применение наплавки под флюсом разработанной порошковой проволокой может быть актуально для технологий восстановления или изготовления крупногабаритного металлургического инструмента (валков горячей прокатки, ножей для резки горячего проката и т.д.), а также деталей нефтехимического оборудования (теплообменников, реакторов и т.д.) эксплуатация которых связана с циклическими изменениями температур.

## Выводы к главе IV

1. Показано, что увеличение толщины буферного слоя не оказывает заметного влияния на изменение структуры наплавленного сплава 25ХМФС в процессе термоциклических испытаний наплавленных композитов.

2. Согласно математическому моделированию, основной вклад в изменение внутренних напряжений трехслойных композитов обусловлен резким перепадом температур, вызванный высокоскоростным охлаждением. Также термические напряжения, возникающие в процессе термоциклирования, имеют свои максимальные значения в момент времени, соответствующий началу охлаждения.

3. Относительные термические напряжения, возникающие на поверхности износостойкого слоя, границе износостойкий слой – подслоя и на обратной стороне образца мало зависят от толщины подслоя. Наиболее заметно влияние толщины подслоя проявляется на границе подслоя – основной металл, что объясняется более эффективным перераспределением напряжений, вследствие большой прочности металла подслоя по сравнению с основным металлом, или смещением их границы в область меньших температур, при которых предел текучести основного металла выше.

4. Моделирование напряженно-деформированного состояния сектора трубопрошивной оправки показывает, что уже при толщине подслоя 2 мм стойкость композита (выраженная количеством циклов до разрушения сектора) достигает наибольших значений. Однако, следует рекомендовать формировать подслоя толщиной 3-5 мм поскольку при использовании этих значений достигается наименьшие относительные напряжения на всех рассматриваемых границах, а особенно на наиболее опасной границе подслоя – основной металл.

5. Промышленная апробация показала возможность применения разработанного низколегированного металла для формирования подслоя при износостойкой наплавке раскатной поверхности водоохлаждаемой оправки трубопрошивного стана оправки  $\varnothing 72$  мм.

б. Разработанный металл подслоя сохраняет свой структурный класс и механические свойства при наплавке под флюсом, что расширяет перспективы его применения для наплавки металлургического инструмента.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный в диссертационной работе комплекс исследований позволил сформулировать основные выводы:

1. Установлено, что диапазон бездефектного формирования наплавленного колеблющимися электродом металла (для рассматриваемого диаметра порошковой проволоки) находится в области относительно высоких значений сварочного тока (350 А), малых значений скорости наплавки (до 16 см/мин) и частоты колебаний электрода ( $\leq 1,7$  Гц).

2. Согласно результатам разработанной математической модели процесса наплавки с регулярными перемещениями (колебаниями) дуги в поперечных направлениях использование небольшой частоты колебаний ( $f = 0,7$  Гц) является уже достаточным условием для перехода процесса в квазистационарный, что подтверждается (верифицируется) экспериментальным измерением температуры металла под поверхностью сварочной ванны. В совокупности с существенным уменьшением максимальной температуры по глубине зоны термического влияния по сравнению с процессом наплавки без колебаний обеспечивает минимизацию времени пребывания металла при высоких температурах и способствует замедлению роста зерна аустенита.

3. Установлено, что наибольшую чувствительность к изменению частоты колебаний проявляет мартенситно-аустенитная составляющая, содержание которой в структуре достигает своего наибольшего значения (9 об.% при  $f = 1,7$  Гц). Наплавка с использованием наименьшего значения  $f = 0,7$  Гц приводит к снижению (до 12 об.%) суммарного содержания в структуре М/АС-фазы и вырожденно-го перлита, но обуславливает уменьшение твердости наплавленного металла.

4. Применение для формирования металла подслоя в условиях многослойной наплавки колеблющегося электрода позволяет реализовать в зоне термического влияния скорость охлаждения в диапазоне  $10^{-1}$  °С/с, что делает возможным распад аустенита для рассматриваемой системы легирования в области промежуточного превращения.

5. Роль термического воздействия от повторных нагревов при многослойной наплавке проявляется главным образом в увеличении в структуре доли границ зе-

рен с высокими углами разориентировки, обусловленных изменением морфологии бейнитного феррита вследствие частичной перекристаллизации и отпуска. Получение такой структуры может препятствовать распространению микротрещин в наплавленном металле при эксплуатации в условиях циклических тепло-смен.

6. Для формирования плавного градиента твердости при переходе от многослойного подслоя к основному металлу из углеродистой стали необходимо выполнять наплавку на режиме, обеспечивающем погонную энергию не менее 18 кДж/см. При этом наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств металла подслоя достигается при использовании значений погонной энергии, не превышающих 24 кДж/см, при которых суммарное содержание в структуре М/А-фазы и вырожденного перлита является наименьшим.

7. Относительные термические напряжения, возникающие на поверхности износостойкого слоя, границе "износостойкий слой – подслоя" и на обратной стороне образца малозависимы от толщины подслоя. Наиболее заметно влияние толщины подслоя проявляется на границе "подслоя – основной металл", что объясняется более эффективным перераспределением напряжений, вследствие большей прочности металла подслоя по сравнению с основным металлом, или смещением их границы в область меньших температур, при которых предел текучести основного металла выше.

8. Моделирование напряженно-деформированного состояния сектора трубопрошивной оправки показывает, что уже при толщине подслоя 2 мм стойкость композита (выраженная количеством циклов до разрушения сектора) достигает наибольших значений. Однако, следует рекомендовать формировать подслоя толщиной 3-5 мм, что обеспечивает наименьшие относительные напряжения на границе "подслоя – основной металл".

9. Промышленная апробация в условиях АО «Волжский трубный завод» показала, что применение разработанного низколегированного металла для формирования подслоя при износостойкой наплавке раскатной поверхности водоохлаждаемой оправки трубопрошивного стана оправки  $\varnothing 72$  мм дает возможность повысить их стойкость на 35 % по сравнению с ресурсом работы штатных оправок.

**Список использованных источников**

1. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей: монография // Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 284 с.

2. Довнар, С. А. Термомеханика упрочнения и разрушения штампов объемной штамповки / С. А. Довнар. – Москва : «Машиностроение», 1975. – 255 с.

3. Рябцев, И. А. Влияние пластичного подслоя на термическую стойкость многослойного наплавленного металла. / И. А. Рябцев, А. А. Бабинец, И. И. Рябцев // Автоматическая сварка. – 2011. – №10. – С. 22-25.

4. Chander, S. Failure of hot forging dies – and updated perspective / S. Chander, V. Chawla // Materials today: Proceedings. – 2017. – Т. 4. – №2.– С. 1147-1157.

5. Kashani, H. Improvement of wear resistance of hot working tool steel by hardfacing. Part 1 – Effect of microstructure and hardness / H. Kashani, A. Amadeh, M. Farhani // Material science and technology. – 2007. – Vol. 23 – №2. – С. 165-170.

6. Исследование сопротивляемости наплавленного металла различному виду износа / Н. В. Коберник, А. С. Панкратов, Г. В. Орлик [и др.]// Электротехнология. – 2025. – № 13. – С. 2-8

7. Persson, A. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels / A. Persson, S. Hogmark, J. Bergstrom // Surface & Coatings Technology. – 2005. – №191. – С 216-227.

8. Mae, Y. Wear mechanism of hot forging die from the viewpoint of diffusion / Y. Mae, P. Poonpayom, A. Wongkrajang, // Journal of materials engineering and performance. – 2009. – Vol. 24 – № 1. – С. 16-20

9. Фрумин, И. И. Технология механизированной наплавки: учеб. пособие для курсов инструкторов по внедрению в народное хозяйство передовых методов сварки и наплавки металлов / И. И. Фрумин, Ю. А. Юзвенко, Е. И. Лейначук. – Москва : «Высшая школа», 1965. – 306 с.

10. Jhavar, S. Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review / S. Jhavar, C.P. Paul, N.K. Jain // Engineering Failure Analysis. – 2013. – №34. – С. 519-535.

11. Исследование влияния различных стратегий наплавки на геометрию и твердость формируемых слоев в процессе прямого лазерного нанесения высокопрочного никелевого сплава ВВ751П / И. В. Шварц, В. В. Морозов, А. И. Горунев [и др.] // Вестник казанского государственного технического университета им. А.Н. Туполева. – 2022. – Т. 78, № 3. – С. 65-70.

**12.** Новые материалы и технологии существенного повышения износостойкости рабочей поверхности металлургического оборудования / А. Б. Котельников, А. А. Вопнерук, Ю. С. Коробов [и др.] // Тяжелое машиностроение. – 2018. – № 9. – С. 14-20.

**13.** Бабинец, А. А. Методика оценки термической стойкости многослойного наплавленного металла. // Автоматическая сварка. – 2015. – №10. – С. 49-53.

**14.** Лившиц, Л. С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей) / Л. С. Лившиц. – Москва : «Машиностроение», 1979. – 253 с.

**15.** Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин ; под ред. Э. Л. Макарова. – Москва : Изд-во МГТУ им Н. Э. Баумана, 2014. – 487, с.

**16.** Шоршоров М. Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: атлас / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. – Москва : «Наука», 1972. – 220 с.

**17.** Грабин, В. Ф. Металловедение сварки плавлением / В. Ф. Грабин. – Киев : «Наукова думка», 1982. – 416 с.

**18.** Сударев, А. В. Совершенствование технологии дуговой наплавки крупногабаритных деталей из закаливаемых сталей / А. В. Сударев, Б. Ф. Якушин // Сварка и диагностика. – 2009. – №1. – С. 26-27.

**19.** Исследование влияния промежуточного алюминиевого слоя на механизм образования интерметаллидов при синтезе функционально-градиентных слоистых сталей-алюминиевых композиций / Р. С. Михеев, Н. В. Коберник, А. Г. Колмаков [и др.] // Сварка и диагностика. – 2018. – № 5. – С. 19-23.

**20.** Савицкая И. А. Внедрение новейших наплавочных материалов в АО «Армалит» // Морской вестник. – 2017. – №4. – С. 29-31.

**21.** Данилов, В. А. Анализ методов получения ремонтных заготовок при восстановлении деталей запорной арматуры / В. А. Данилов, А. В. Пирогов // Горная механика и машиностроение. – 2015. – №2. – С. 45-51.

**22.** Аतिकоррозионная наплавка. Опыт применения и пути совершенствования / И. В. Горынин, Г. П. Карзов, С. Н. Галяткин [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2005. – №2. – С. 129-143.

**23.** Односторонняя сварка плакированных трубопроводов атомных энергетических установок / О. Г. Касаткин, А. К. Царюк, В. Ю. Скульский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – №10. – С. 11-16.

**24.** Amudha, A. Finite element analysis of thermal residual stresses in SS-309Mo and Inconel-625 multilayer weld deposition on low carbon steel / A. Amudha, H. S. Nagaraja, H. D. Shashikala // international journal of fatigue. – 2019. – №127. – P. 338-344.

**25.** Степнов, К. К. Модифицирование среднехромистого наплавленного металла / К. К. Степнов, В. Н. Матвиенко, А. И. Олдаковский // Автоматическая сварка. – 2011. – №8. – С. 12-14.

**26.** Oo, H. Z. Effects of the austenitic buffer layer on abrasive mass losses of alloys hardfaced with a martensitic layer using submerged arc welding / H. Z. Oo, P. Muangjunburee // 5th International Conference on Business and Industrial Research : Conference Proceedings, Bangkok, 17-18 may 2018. – Bangkok: IEEE, 2018. - P. 248-251.

**27.** Какорин, Д. Д. Материалы для износостойкой наплавки / Д. Д. Какорин, А. Ю. Лаврентьев // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. – 2021. – №14. – С. 67-75.

**28.** Smith, R. Maintenance Welding / R. Smith // Industrial Machinery Repair // R. Smith, R. K. Mobley. – Oxford : Butterworth-Heinemann, 2003. – С. 460-538.

**29.** Якушин, Б. Ф. Новая технология формирования подслоя при износостойкой дуговой наплавке / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, В. Н. Куценко // Сварка и диагностика – 2010. – №5. – С. 32-37.

**30.** Оценка трещиностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя / В. Н. Гадалов, Е. В. Агеев, Д. Н. Романенко [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2012. – №11 – С. 11-14.

**31.** Опыт износостойкой наплавки колец крупных подшипников из легированных сталей / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, Ю. А. Тихомиров [и др.] // Сварка и диагностика. – 2017. – №2. – С. 60-63.

**32.** Нефедьев, С. П., Наплавка деталей металлургического оборудования для повышения их стойкости / С. П. Нефедьев, Н. Ш. Тютеряков, Т. В. Усатая, // Наука и производство Урала. – 2021. – №17. – С. 36-39.

**33.** Арматура трубопроводная. Монтаж, техническая диагностика и ремонт // С. И. Поникаров, С. И. Валеев, С. А. Вилохин, С. В. Рачковский. – Казань : Издательство Академии наук РТ. – 2020. – 356 с.

**34.** The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding / B. Srikarun, H. Z. Oo, S. Petchsang [и др.]// Wear. – 2019. – №424-425. – С. 246-254.

**35.** Oo, H. Z. Wear behavior of hardfacing on 3.5% chromium cast steel by submerged arc welding / H. Z. Oo, P. Muangjunburee // Material today: proceedings. – 2018. – №5. – С. 9281-9289

- 36.** Colla, G. Austenitic stainless steel surface cladding buffer layers produced by automatic submerged-arc welding / G. Colla, G. P. Peloso // *Welding international*. – 1988. – №4. – P. 343-357.
- 37.** Земзин, В. Н. Сварные соединения разнородных сталей / В. Н. Земзин. – Москва ; Ленинград: Машиностроение, 1966. – 232 с.
- 38.** Priadi, D. Effect of Preheating and Buttering on Cracking Susceptibility and wear resistance of hardfaced HSLA steel deposit // *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. – 2013. – Vol. 31 №4, С. 202-205.
- 39.** Tsai, K. Prevention of delayed cracking of iron based hardfacing welds /K. Tsai, S. Jeng, J. Huang // *Engineering Failure Analysis*. – 2015. – №48. – С. 210-217.
- 40.** Kohopaa, J. Wear resistance of hot forging tools surfaced by welding / J. Kohopaa, H. Hakonen, S. Kivivuori // *Wear*. – 1989. – №130 – P. 103-112.
- 41.** Росерт, Р. Сплавы на кобальтовой основе // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 5-6. – С. 108-113.
- 42.** Plasma transferred arc welding of Stellite 6 alloy on stain-less steel for wear resistance / M. M. Ferozhkhan, M. Duraiselvam, K. G. Kumar [и др.]// *Procedia technology*. – 2016. – №25. – P. 1305-1311
- 43.** Ferozhkhan, M. M. Metallurgical study of Stellite 6 cladding on 309-16L stainless steel / M. M. Ferozhkhan, K. G. Kumar, R. Ravibharath // *Arabian Journal for Science and Engineering*. – 2017. – №42. – P. 2067-2074.
- 44.** Study on the combination of cobalt-based superalloy and ferrous alloys by bi-metal-layer surfacing technology in refabrication of large hot forging dies / L. Shen, J. Zhou, Y. B. Xiong [и др.]// *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – №714. – С. 338-347.
- 45.** Thermal stability of a Stellite/steel hardfacing interface during long-term aging / Y. Wu, E. Bousser, T. Schmitt // *Materials Characterization*. – 2019. – №154. – С. 181-192.
- 46.** Chatterjee, S. Weld procedural effect on the performance of iron based hardfacing deposits on cast iron substrate / S. Chatterjee, T.K. Pal // *Journal of materials processing Technology*. – 2006. – №173. – P. 61-69.
- 47.** Metallurgical behaviour and carbon diffusion in buttering deposits prepared with and without buffer layers / D. W. Rathod, S. Pandey, S. Aravindan [и др.]// *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2017. – №30. – P. 120-132.
- 48.** Effect of buffer-layered buttering on microstructure and mechanical properties of dissimilar metal weld joints for nuclear plant application / D. W. Rathod, P.K. Singh, S. Pandey [и др.]// *Materials Science & Engineering A*. – 2016. – №666. – С. 100-113.

**49.** Study and prevention of cracking during weld-repair of heat-resistant cast steels / T. Branza, F. Deschaux-Beaume, G. Sierra [и др.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – №209. – С. 536-547.

**50.** Effect of alloy 625 buffer layer on hardfacing of modified 9Cr-1Mo steel using nickel base harfacing alloy / G. Chakraborty, C. R. Das, S. K. Albert [и др.] // Journal of materials engineering and performance. – 2016. – Vol. 25 – №4. – P. 1663-1672.

**51.** Leunda, J. Laser cladding strategies for producing WC reinforced NiCr coatings inside twin barrels / J. Leunda, C. Sanz, C. Soriano // Surface & coatings technology. – 2016. – №307. – P. 720-727.

**52.** Characterization of wear properties of the functionally graded material deposited on cast iron by laser-aided additive manufacturing / Y. Liu, F. Weng, G. Bi [и др.] // Arabian Journal for Science and Engineering – 2017. – №42. – P. 2067–2074.

**53.** Романчук, И. А. Особенности формирования упрочняющих покрытий при комплексной лазерной и плазменно-порошковой наплавке / И. А. Романчук, В. С. Голубев, И. И. Вегера // Вестник БарГУ. Серия: Технические науки. – 2021. – № 1 (9). – С. 44-52.

**54.** Баранов, А. В. Создание присадочных материалов и технологических процессов сварки и наплавки медных сплавов и разнородных металлов / А. В. Баранов, А. Е. Вайнерман, И. В. Чумакова, // Вопросы материаловедения. – 2005. – №2. – С 148-162.

**55.** Разработка процесса наплавки нержавеющей стали на медную основу сопла жидкостных ракетных двигателей методом лазерных аддитивных технологий / А. А. Холопов, С. Р. Сафиуллин, Д. А. Арбузов, Д. Б. Ташпулатов // Электрофизические методы обработки в современной промышленности : Материалы V Международной научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов, Пермь, 15–16 декабря 2021 года. – Пермь: Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 2022. – С. 84-88.

**56.** Михальченков, А. М. Остаточные напряжения лемеха после восстановления двухслойной наплавкой. / А. М. Михальченков, И. В. Козарез, А. А. Тюрова // Конструирование, использование и надежность машин сельскохозяйственного назначения. – 2009. – №1. – С. 64-69.

**57.** Михальченков, А. М., Методика оценки интенсивности изнашивания восстановленных плужных лемехов. / А. М. Михальченков, И. В. Козарез // Конструирование, использование и надежность машин сельскохозяйственного назначения. – 2011. – №1. – С. 116-122.

**58.** Абдукаххоров, З. Восстановление деталей типа валов наплавлением износоустойчивыми материалами / З. Абдукаххоров, Я. Т. Рахимов // Устойчивое развитие науки и образования. – 2017. – №12. – С. 208-212.

**59.** Иванов, В. П. Повышение усталостной прочности валов, восстанавливаемых наплавкой в среде углекислого газа / В. П. Иванов, Т. В. Вигерина // Вестник полочского государственного университета. – 2008 – №8. – С. 41-45.

**60.** Лоза, А. В. Повышение качества стальных лито-сварных конструкций / А. В. Лоза, В. В. Чигарев, В. В. Шишкин // Вісник приазовського державного технічного університету. – 2016. – №33. – С. 107-113.

**61.** Повышение трещиностойкости и сопротивления износу наплавленных рабочих валков горячей прокатки / Э. Н. Шебаниц, Н. И. Омеляненко, Ю. Н. Куракин [и др.] // Металлург. – 2012. – №8. – С. 72-75.

**62.** Кирчу, И. Ф. Опыт применения роликов из стали 25Х2Г1АФ / И. Ф. Кирчу, Т. В. Степанова, М. В. Супрун // Сталь. – 2015. – №1. – С. 68-72.

**63.** Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / А. А. Бабинец, И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев [и др.] // Автоматическая сварка – 2014. – №5. – С. 17-21.

**64.** Бабинец, А. А. Усталостная долговечность многослойных наплавленных образцов / А. А. Бабинец, И. А. Рябцев // Сварочное производство. – 2015. – №4. – С. 15-19.

**65.** Структура многослойных образцов имитирующих наплавленные инструменты для горячего деформирования металлов / И. А. Рябцев, А. А. Бабинец, Г. Н. Гордань [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – №9. – С. 43-47.

**66.** Соколов, Г. Н. Восстановление криволинейного профиля валков трубопрокатного стана дуговой наплавкой / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. Н. Цурихин // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2008. – №6. – С. 7-11.

**67.** Zhang, C. Residual stress and softening in welded high-strength low-alloy steel with a buffering layer / C. Zhang, P. Lu, X. Hu // Journal of materials processing technology. – 2014. – №214. – P. 229-237.

**68.** Microstructure characteristics and fatigue properties of welded HSLA with and without buffer layer / C. Zhang, J. Yang, X. Hu [и др.] // Materials science and engineering A. – 2012. – №546. – P. 169-179.

**69.** Effect of buffer layer and notch location on fatigue behavior in welded high-strength low-alloy / C. Zhang, P. Lu, X. Hu, X. Song // Journal of materials processing technology. – 2012. – №212. – P. 2091-2101.

**70.** Interior crack and its formation mechanism in overlaying weld of back-up rolls / Q. Wang, Z. Li, Y. Shi, L. Wang // *Engineering Failure Analysis* – 2013. – №34. – С. 268-277.

**71.** Fracture mechanisms of CTOD samples of submerged and flux cored arc welding / J.J. Coronado, C. Cerón // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 2010. – №53. – С. 145-151.

**72.** Bimetal-gradient-layer surfacing of forging die manufacturing based on cast-steel substrate / J. Zhang, J. Zhou, F. Gao [и др.] // *MATEC Web of Conferences 4th International Conference on New Forming Technology (ICNFT 2015)*. – 2015. – №21. – P. 08001.

**73.** Fabrication of graded surfacing layer for the repair of failed H13 mandrel using submerged arc welding technology / X. Wang, J. Wang, Z. Gao [и др.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – №262. – С. 182-188.

**74.** Tempering effects on the microstructure and properties of submerged arc surfacing layers of H13 steel / X. Wang, J. Wang, Z. Gao [и др.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – №269. – С. 26-34.

**75.** The effects of functionally graded material structure on wear resistance and toughness of repaired weldments / A. Roshanghias, M. Barzegari, A. H. Kokabi, M. Mirazizi // *Materials and Design*. – 2011. – №21. – С. 892-899.

**76.** The influence of buffer layer on the properties of surface welded joint of high-carbon steel / O. Popovic, R. Proki-Cvetkovi, Al. Sedmak [и др.] // *Materials and technology*. – 2011. – №45. – P. 579-584.

**77.** Jeong, Y. E. Effect of P21 buffer layer on interfacial bonding characteristics of high-carbon tool steel hardfaced through directed energy deposition / Y. E. Jeong, G. Y. Shin, D. S. Shim // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021 – №68. – С. 1596-1614.

**78.** Kimapong, K. Microstructure and wear resistance of hardfacing weld metal on JIS-S50C carbon steel in agricultural machine parts / K. Kimapong, P. Poonayom, V. Wattanajitsiri // *Materials science forum*. – 2016. – №872. – P. 55-61.

**79.** Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали: монография. // Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Н. А. Попова [и др.]. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.

**80.** Счастливец, В. М. Новые представления о природе бейнитного превращения в сталях // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – №7. – С. 24-29.

**81.** Смирнов, М. А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М. А. Смирнов, И. Ю. Пышминцев, А. Н. Борякова // *Металлург.* – 2010. – №7. – С. 45-51.

**82.** Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in steels: Transformations, Microstructure and Properties. Second edition. // H. K. D. H. Bhadeshia. – London: IOM Communications, 2001. – 454 с.

**83.** Zajac, S. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels / S. Zajac, V. Schwinn, K. H. Tacke // *Materials Science Forum.* – 2005. – Vol. 500-501. – С. 387-394.

**84.** Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels / F. G. Caballero, H. Roelofs, S. Hasler [и др.]// *Materials Science and Technology.* – 2012. – Т.28 – №1. – С. 95-102.

**85.** De-Castro, D. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel / D. De-Castro, A. Eres-Castellano, F. G. Caballero [и др.]// *Materials Characterization.* – 2022. № 184. – С. 111703.

**86.** Takayama, N. Chemistry and three-dimensional morphology of martensite-austenite constituent in the bainite structure of low-carbon low-alloy steels / N. Takayama, G. Miyamoto, T. Furuhashi // *Acta Materialia.* – 2019. – №165. – С. 15-25.

**87.** Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки / В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева [и др.]// *Физика металлов и металловедение.* – 2013. – Т. 114. – №5. – С. 457-467.

**88.** Effects of continuous cooling rate on morphology of granular bainite in pipeline steels / S. Jia, B. Li, Q. Liu [и др.] // *Journal of Iron and Steel Research International.* – 2020. – Т. 27. – С. 681-690.

**89.** Влияние скорости охлаждения на количество остаточного аустенита при бейнитном превращении / В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина, А. Ю. Калетин // *Физика металлов и металловедение.* – 2014. – Т. 115. – №10. – С. 1052-1063.

**90.** Effect of M-A constituents formed in thermo-mechanical controlled process on toughness of 20CrNi2MoV steel / B. Li, C. Li, X. Jin, J. Zhang // *Journal of Iron and Steel Research International.* – 2019. – №26. – С. 1340-1349.

**91.** Морозов, О. П. Верхний и нижний бейнит в углеродистой эвтектоидной стали / О. П. Морозов, В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева // *Физика металлов и металловедение.* – 1990. – Т. 2. – С. 150-159.

**92.** Impact toughness and microstructure relationship in niobium- and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength / S.

Shanmugam, R.D.K. Misra, T. Mannering // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 437, Is. 2. С. 436-445.

**93.** Yakubtsov, I. Y. Bainite transformation during continuous cooling of low carbon microalloyed steel / I. Y. Yakubtsov, J. D. Boyd // *Material science and technology*. – 2001. – №17. – С. – 296-301.

**94.** Фучэнь, Ч. Бейнитные стали с ультранизким содержанием углерода и перспективы их применения (Обзор) / Ч. Фучэнь, Ч. Луюй // *Вопросы материаловедения*. – 2008. – №1. – С. 52-61.

**95.** Comparison of microstructures and properties of X80 pipeline steel additively manufactured based on laser welding with filler wire and cold metal transfer / J. Ning, Z.-S. Yu, K. Sun // *Journal of materials research and technology*. – 2021. – №10. – С. 752-768.

**96.** Структура и свойства зоны термического влияния низколегированных хладостойких сталей для арктического применения / О. В. Сыч, Е. И. Хлусова, У. А. Пазилова, Е. А. Яшина // *Вопросы материаловедения*. – 2018. – №2. – С. 30 – 49.

**97.** Effect of the structure on the mechanical properties and cracking resistance of welded joints of low-alloyed high-strength steels / O. Berdnikova, V. Pozniakov, A. Bernatskiy [и др.] // *Procedia Structural Integrity*. – 2019. – №16. – С. 89-96.

**98.** Чепрасов, Д. П. Влияние содержания углерода в высокопрочных низколегированных сталях на формирование в околошовной зоне бейнитных структур зернистой морфологии / Д. П. Чепрасов, М. Н. Сейдуров // *Сварка и диагностика*. – 2017. – №5. – С. 17-21.

**99.** Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels / B. Hutchinson, J. Komenda, G. S. Rohrer, H. Beladi // *Acta Materialia*. – 2015. – №97. – С. 380-391

**100.** Progress on effects of alloying elements on bainite formation and strength and toughness of high strength steel weld metal / T. Zhang, H. Yu, Z. Li [и др.] // *Material research express*. – 2021. – №8. – С. 032002.

**101.** Чепрасов, Д. П. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных сталей / Д. П. Чепрасов, Ю. А. Филатов // *Сварка и диагностика* – 2014. – № 6. – С. 14-18.

**102.** Исследование влияния химического состава сварочных материалов на свойства сварного соединения / С. А. Вологжанина, А. Ф. Иголкин, Д. В. Жучков // *Научный журнал НИУ ИТМО Сер. «Процессы и аппараты пищевых производств»*. – 2014. – №2.

**103.** Лебедев, В. А. Анализ существующих методов получения игольчатого феррита в металле сварного шва / В. А. Лебедев, А. В. Яровицын, С. В. Новиков // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – №10. – С. 11-18.

**104.** Influence of chromium content on the bainite transformation nucleation mechanism and the properties of 800 MPa grade low carbon bainite weld deposited metal / J. Liu, J. Sun, S. Wei, S. Lu // Materials Science & Engineering A. – 2022. – №840. – С. 142893.

**105.** Liu, J. Bainite nucleation mechanism and mechanical properties in low carbon bainite deposited metals with different nickel additions / J. Liu, S. Wei, S. Lu // Materials Science & Engineering A. – 2022. – №857. – С. 144036.

**106.** In-situ observation of microstructural evolution in reheated low carbon bainite weld metals with various Ni content / G. Mao, R. Cao, J. Chen // Journal of iron and steel research, international. – 2017. – №24. – С. 1206-1214.

**107.** Mao, G. Analysis on bainite transformation in reheated low-carbon bainite weld metals / G. Mao, R. Cao, J. Chen // Materials Science and Technology. – 2017. – Vol. 33. – №15. – С. 1829-1837.

**108.** Головкин, В. В. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головкин, И. К. Походня // Автоматическая сварка. – 2013. – №6. – С. 3-11.

**109.** Effect of Ti content on the inclusions, microstructure and fracture mechanism of X100 pipeline steel laser-MAG hybrid welds / X. Qi, X. Wang, H. Di // Materials Science & Engineering A. – 2022. – №831. – С. 142207.

**110.** Sun, J. Influence of vanadium content on the precipitation evolution and mechanical properties of high-strength Fe–Cr–Ni–Mo weld metal / J. Sun, S. Wei, S. Lu // Materials Science & Engineering A. – 2020. – №772. – С. 1-10.

**111.** Шлепаков, В. Н. Разработка порошковой проволоки для дуговой сварки высокопрочных сталей бейнитного класса / В. Н. Шлепаков, Ю. А. Гаврилюк, С. М. Наумейко // Автоматическая сварка. – 2011. – №11. – С. 20-23.

**112.** Yu, S. F. Inclusions and microstructure of Ce-added weld metal coarse grain heat-affected zone in twin-wire submerged-arc welding / S. F. Yu, N. Yan, Y. Chen // Journal of Materials Engineering and Performance – 2016. – №25. – С. 2445-2453.

**113.** Матвиенко, В. Н. Оценка формы и размеров сварочной ванны при наплавке комбинированным ленточным электродом / В. Н. Матвиенко, В. А. Мазур, Л. К. Лещинский // Автоматическая сварка. – 2015. – № 9(745). – С. 30-33.

**114.** Применение расщепленного электрода для наплавки в аргоноуглекислотных смесях коррозионностойкой стали / С. К. Елсуков, И. В. Зорин, С. А. Фастов, В. И. Лысак // Сварка и диагностика. – 2023. – № 2. – С. 37-40.

**115.** Structure formation and properties of nickel aluminide-based alloy deposited by the GMAW method under periodic arc thermal impact on the weld pool / I. V. Zorin, A. A. Artemev, V. I. Lysak [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2023. – Vol. 319. – P. 118085.

**116.** Thermal- and wear-resistant alloy arc welding depositions using composite and flux-cored wires with TiN, TiCN, and WC nanoparticles / G. N. Sokolov, I. V. Zorin, A. A. Artem'ev [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 272. – P. 100-110.

**117.** Разиков, М. И. Установка для дуговой наплавки электродом большого диаметра с поперечными колебаниями / М. И. Разиков, Н. В. Королев // Сварочное производство. – 1963. – №9. – С. 37-38.

**118.** Котылев, В. А. Автоматическая сварка плакирующего слоя двухслойной стали с механическими колебаниями / В. А. Котылев, В. П. Тихонов, В. Ф. Чабуркин // Сварочное производство. – 1970. – № 9. – С. 13-14.

**119.** Оптимизация процесса дуговой широкослойной наплавки поверхностей цилиндров малых диаметров / А. П. Пахолук, Ю. А. Юзвенко, Г. А. Кирилюк, О. Г. Касаткин [и др.] // Автоматическая сварка. – 1980. – №6. – С. 49-52.

**120.** Анализ влияния параметров поперечных колебаний на процесс широко-слойной наплавки плавящимся электродом с токоведущей присадочной проволокой / С. С. Полосков, В. А. Ерофеев, М. А. Шолохов [и др.] // Сварка и диагностика. – 2022. – № 5. – С. 28-33.

**121.** Ерофеев, В. А. Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоев на стальную подложку / В. А. Ерофеев, С. К. Захаров, О. В. Кузнецов // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2014. – № 11. – С. 132-138.

**122.** Наплавка колеблющимся электродом цилиндрических поверхностей деталей при их восстановлении / Б. Ф. Тугушев, В. С. Кириллов, Н. В. Бойков, А. А. Воробьев // Техническое регулирование в транспортном строительстве. – 2018. – № 3. – С. 24-29.

**123.** Панков, И. С. Сварочная установка с колеблющейся головкой // Сварочное производство. – 1967. – №1. – С. 42.

**124.** Акулов, А. И. Особенности формирования шва при сварке в углекислом газе с поперечными колебаниями электрода / А. И. Акулов, В. В. Спицын, Г. Г. Чернышов // Сварочное производство. – 1965. – № 11. – С. 32-34.

**125.** The effect of oscillating traverse welding on performance of Cr-Fe-C hardfacing alloys / H/ H. Lai, C. C. Hsieh, J. S. Wang [и др.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. – № 46. – С. 5171-5181.

**126.** Широкослойная наплавка под керамическим флюсом цилиндрических деталей / Кушнерев Д. М., Рыжей С. Ф., Лапченко В. А. [и др.] // Автоматическая сварка. – 1974. – № 12. – С. 48-50.

**127.** Расчет режима дуговой наплавки колеблющимся электродом оправок трубопрокатного стана / В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, Ф. А. Кязымов // Сварка и диагностика. – 2010. – № 5. – С. 20-24.

**128.** Соколов, Г. Н. Наплавка колеблющимся электродом цилиндрических деталей штампов для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, А. С. Трошков // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2009. – № 3. – С. 8-11.

**129.** Чернышов, Г. Г. Регулирование размеров и формы сварочной ванны и шва при сварке в CO<sub>2</sub> с поперечными колебаниями электрода / Г. Г. Чернышов, А. И. Акулов // Сварочное производство. – 1970. – № 10. – С. 35-37.

**130.** Данилов, А. И. Расчет температуры на поверхности полубесконечного тела при движении дуги по синусоидальному закону / А. И. Данилов, Г. З. Мармур // Сварочное производство. – 1980. – № 12. – С. 5-6.

**131.** Цыган, Б. Г. Особенности и технология коррозионностойкой наплавки колеблющимся электродом / Б. Г. Цыган, А. Ф. Мироненко, В. Г. Демченко // Сварочное производство. – 1969. – № 2. – С. 22-25.

**132.** Пацекин, В. П. Производство порошковой проволоки / В. П. Пацекин, К. З. Рахимов ; под ред. А. М. Павлова. – Москва : Металлургия, 1979. – 79 с.

**133.** Коваленко, В. С. Металлографические реактивы. Справочник / В. С. Коваленко. – 3-е издание, переработанное и дополненное. – Москва. : Металлургия, 1981. – 120 с.

**134.** Yao, N. Handbook of microscopy for nanotechnology // N. Yao, Z. L. Wang. – New York : Springer Science & Business Media, 2005. – 745 p.

**135.** Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов: монография / В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, А. В. Завдоев, В. В. Бурховецкий. – Киев: Наукова Думка, 2014. – 104 с.

**136.** Гривняк, И. Свариваемость сталей / И. Гривняк; перевод со словацкого Л. С. Гончаренко; под редакцией Э. Л. Макарова. – Москва: Машиностроение, 1984. – 216 с.

**137.** Light Flash Apparatus LFA 467 HyperFlash®. Brochure // NETZSCH. – 2023. – 28 p.

**138.** Михеев, Д. А. Оптимизация режима предварительного подогрева при восстановлении замковых соединений бурильных труб методом наплавки / Д. А. Михеев, А. П. Амосов // Экспозиция нефть газ. – 2015. – №4. – С. 23-26.

**139.** Неверов, В. В. Опыт изготовления биметаллического металлообрабатывающего инструмента, используемого при производстве стального проката / В. В. Неверов, В. В. Карих // Новые материалы и технологии в машиностроении. – 2007. – №7. – С.128-130.

**140.** Ya, W. Residual stresses in Stellite 6 layers cladded on AISI 420 steel plates with a Nd:YAG laser / W. Ya, B. Pathiraj // Journal of laser applications. – 2018. – Vol. 30 – № 30. – С. 032007-1-14.

**141.** Effect of preheating temperature on microstructure of Fe based alloy coating by laser direct metal deposition / R. R. Shi, S. Y. Chen, Y. G. Peng, Z. Zhang // Key engineering materials. – 2016. – № 703. – С. 94-99.

**142.** Оценка эффективности применения предварительного подогрева при наплавке термически стойких сплавов на инструментальную сталь / С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. И. Лысак [и др.] // Научные технологии в машиностроении. – 2021. – № 6(120). – С. 3-11.

**143.** Исследование влияния основных параметров процесса наплавки колеблющимся электродом на формирование наплавленного металла бейнитного класса / С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. И. Лысак [и др.] // Сварка и диагностика. – 2024. – № 4

**144.** Jenney, C. L. Welding handbook. Vol. 1. Welding science and technology / C. L. Jenney, A. O'Brien – 9th edition. – Miami : American welding society, 2001. – 985 p.

**145.** Mathematical modelling of weld phenomena 5 / Ред. А. Cerjak. – Лондон: IOM Communications Ltd, 2001. – 1094 с.

**146.** Krutz, G. W. Finite element analysis of welded structures / G. W. Krutz, J. Segerlind // Welding Journal Research Supplement. – 1978. – №57. – С. 211-216.

**147.** Goldak, J. A. Computational welding mechanics / J. A. Goldak, M. Akhlaghi. – New York : Springer. – 321 с.

**148.** Nascimento, E. J. G. A literature review in heat source thermal modeling applied to welding and similar processes / E. J. G. Nascimento, E. S. Magalhães, L. E. d. S. Paes // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2023. – №126. – С. 2917–2957.

**149.** Goldak, J. A new finite element model for welding heat sources / J. Goldak, A. Chakravarti, M. Bibby // Metallurgical Transactions B. – 1984. – №15. – С. 299-305.

**150.** Ерыгин, Е. В. Определение скорости движения расплава в хвостовой части ванны при сварке плавящимся электродом // Сварочное производство. – 1980. – №3. – С. 3-5.

**151.** An algorithm for modelling microstructural development in weld heat-affected zones (part a) reaction kinetics / D. F. Watt, L. Coon, M. Bibby [и др.]// Acta Metallurgica. – 1988. – Т. 36 – №11. – С. 3029-3035.

**152.** Numerical methods for solid-liquid phase-change problems / M. Zeneli, A. Nikolopoulos, S. Karellas<sup>1</sup>, N. Nikolopoulos // Ultra-High Temperature Thermal Energy Storage, Transfer and Conversion / Ред. А. Datas. – Duxford : Woodhead Publishing, 2020. – С. 165-199.

**153.** Poirier, D. On numerical methods used in mathematical modeling of phase change in liquid metals / D. Poirier, M. Salcudean // Journal of Heat Transfer. – 1988. – Vol. 110. – С. 562-570.

**154.** Перспективы применения низколегированного металла бейнитного класса для формирования подслоя при многослойной наплавке деталей металлургического оборудования / И. В. Зорин, С. А. Фастов, В. И. Лысак [и др.] // Металлург. – 2025. – № 2. – С. 79-86.

**155.** Табатчикова Т. И. Перекристаллизация и возможность реализации бездиффузионного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при сверхбыстром лазерном нагреве сталей // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105. – № 3. – С. 294-318.

**156.** Мордасов, Д. М. Термоциклическая обработка штампов для работы в условиях горячего деформирования из стали X12МФ / Д. М. Мордасов, С. В. Зотов // Вестник ТГТУ. – 2016. – Т22. – №3. – С. 481-490.

**157.** Persson, A. Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels / A. Persson, S. Hogmark, J. Bergstrom // International Journal of Fatigue. – 2004. – №26. – С. 1095-1107.

**158.** Бодров, Д. В. Исследование теплового состояния водоохлаждаемых оправок для увеличения их износостойкости при прошивке заготовок из легированных сталей : специальность 05.16.05 «Обработка металлов давлением» : Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Бодров Даниил Валерьевич ; «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» – Москва, 2012 – 159 с.: – Текст : непосредственный.

**159.** Компьютерное и экспериментальное исследование влияния температуры на показатели качества прошивных оправок при прокатке сосудов из стали 50 на винтовом стане 30-80. Часть 1 / Р. Л. Шаталов, Е. Е. Загоскин, В. А. Медведев, И. С. А. Эльдиб // Металлург. – 2024. – №2. – С. 95-99.

# Приложения

У Т В Е Р Ж Д А Ю

главный инженер



АО «Волжский трубный завод»

Божесков А.Н.

2024 г.

АКТ

испытаний трубопрошивных оправок, наплавленных  
способом электродуговой наплавки с использованием  
экспериментальной порошковой проволоки

Настоящий акт составлен в том, что в производственных условиях АО «Волжский трубный завод» (АО «ВТЗ») проведены натурные испытания трубопрошивных оправок 72 мм, наплавленных способом электродуговой наплавки колеблющимся электродом экспериментальной порошковой проволокой, разработанной на кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» Волгоградского государственного технического университета (ВолГТУ).

Наплавленные поверхности (раскатная и в носовой части) оправки не имели дефектов. Испытания проводили при прокате труб размером  $\varnothing 73 \times 11$  мм из стали 38Г2СФ в объеме 260 шт./43,6 тонн на стане ТПА «50-200». Температура прошиваемых заготовок 1180 °С. Процесс прошивки протекал стабильно без сбоев. На наружной и внутренней поверхности труб в состоянии после прокатки дефектов не обнаружено. Геометрические параметры труб соответствуют требованиям заказа.

Во время проката производился визуальный осмотр опытных оправок через каждые 10-20 проходов. Для прошивки 260 заготовок потребовалось 2 оправки, стойкость 1 оправки составило 125 проходов, а 2 оправки – 135 проходов, при нормативе 100 проходов. Основной причиной отбраковки опытных оправок стало накопление и достижение критического износа рабочей поверхности на участке криволинейного профиля, находящегося в границах диаметров ~30-60 мм. После окончания испытаний установлено, что средняя стойкость опытных оправок выше стойкости штатных на 25-35 %.

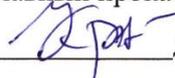
### Заключение по результатам испытаний

Установлено, что средняя стойкость опытных оправок прошивного стана  $\varnothing 72$  мм выше стойкости штатных на 25-35 %.

Испытания показали целесообразность практического применения порошковой проволоки для упрочнения поверхности быстро изнашиваемых трубопрошивных оправок, работающих в условиях трения металла по металлу в контакте с абразивом (частицы окалины). Разработанный материал может быть рекомендован для наплавки оправок, используемых при прошивке заготовок из труднодеформируемых сталей, ресурс работы которых исчисляется несколькими проходами.

От АО «ВТЗ»

Главный прокатчик

  
\_\_\_\_\_ д.т.н. А.В. Красиков

Начальник ЦЗЛ

  
\_\_\_\_\_ к.т.н. М.Ю. Чубуков

Заместитель главного инженера –  
начальник ТУ

  
\_\_\_\_\_ А.Б. Тюняев

От ВолгГТУ

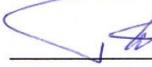
Заведующий кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства»

  
\_\_\_\_\_ д.т.н., академик РАН В.И. Лысак

Научный руководитель темы

  
\_\_\_\_\_ д.т.н., проф. И.В. Зорин

Ответственный исполнитель

  
\_\_\_\_\_ д.т.н., проф. А.И. Банников

Исполнители:

  
\_\_\_\_\_ к.т.н., доцент А.А. Артемьев

  
\_\_\_\_\_ инженер С.А. Фастов

Министерство науки и высшего образования РФ  
ФГБОУ ВО «ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ»

ОПП 127400

ОКС 25.160.20

Согласовано

Утверждаю

Заместитель генерального директора

Первый проректор ВолгГТУ

по науке



АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

Д. И. Дьяченко

2025



С.В. Кузьмин

2025

**ПРОВОЛОКА ПОРОШКОВАЯ  
ДЛЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ  
ПП-Нп-БЗФVI**

**Технические условия  
ТУ 25.93.15.130-071-02068060-2025**

Дата введения: с 2025 г.

Срок действия: без ограничений

Согласовано:

лаборатория сварки

АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

зав. лабораторией А.А. Антонов

ст. науч. сотр. Т.Р. Литвинова

Разработчик:

кафедра «Оборудование и технология

сварочного производства» ВолгГТУ

зав. кафедрой В.И. Лысак

от авторов:

профессор И.В. Зорин

инженер С.А. Фастов

аспирант Д.С. Несин

Волгоград, 2025

Подп. и дата

Взам. инв. №

Инв. № дубл.

Подп. и дата

Инв. № подл.

# РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



## ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2811878

### УСТАНОВКА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Патентообладатель: *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет" (ВолгГТУ) (RU)*

Авторы: *Фастов Сергей Анатольевич (RU), Зорин Илья Васильевич (RU), Несин Дмитрий Сергеевич (RU), Лысак Владимир Ильич (RU)*

Заявка № 2023115066

Приоритет изобретения **08 июня 2023 г.**

Дата государственной регистрации  
в Государственном реестре изобретений  
Российской Федерации **18 января 2024 г.**

Срок действия исключительного права  
на изобретение истекает **08 июня 2043 г.**

*Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности*

ДОКУМЕНТ ПОДПИСАН ЭЛЕКТРОННОЙ ПОДПИСЬЮ  
Сертификат 429b6a0fe3853164baf96f83b73b4aa7  
Владелец **Зубов Юрий Сергеевич**  
Действителен с 10.05.2023 по 02.08.2024

*Ю.С. Зубов*



# РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



## ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2830087

### Порошковая проволока для дуговой наплавки подслоя

Патентообладатель: *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Волгоградский государственный технический университет" (ВолгГТУ) (RU)*

Авторы: *Зорин Илья Васильевич (RU), Фастов Сергей Анатольевич (RU), Лысак Владимир Ильич (RU)*

Заявка № 2024111162

Приоритет изобретения **23 апреля 2024 г.**

Дата государственной регистрации

в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации **12 ноября 2024 г.**

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает **23 апреля 2044 г.**

*Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности*

ДОКУМЕНТ ПОДПИСАН ЭЛЕКТРОННОЙ ПОДПИСЬЮ

Сертификат 0692e7c1a6300b154f2401670bca2026

Владелец **Зубов Юрий Сергеевич**

Действителен с 10.07.2024 по 03.10.2025

*Ю.С. Зубов*

